

FABIO FABBRI JUNIOR

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E METALOGRAFIA
QUANTITATIVA DE AÇOS TIPO DÚPLEX E SUPERDÚPLEX**

São Paulo

2014

Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da
Escola Politécnica da USP

FABIO FABBRI JUNIOR

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E METALOGRAFIA
QUANTITATIVA DE AÇOS TIPO DÚPLEX E SUPERDÚPLEX**

Trabalho Final de graduação apresentado
ao Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo.

Área de concentração: Engenharia
Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Geraldo
Schön

São Paulo

2014

“Bendito sejas Tu, ó SENHOR, meu rochedo,
que adestra as minhas mãos para o combate
e os meus dedos para a guerra”

Salmos 144:1

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que me proporcionou saúde, força e pôs as pessoas certas no meu caminho, tornando assim, possível a conclusão dessa longa jornada.

Aos meus pais, por sua infinita paciência e apoio incondicional, mesmo nos momentos de maior dificuldade.

À minha irmã, por seu amor e pensamentos positivos.

Ao professor, orientador e amigo, Dr. Claudio Geraldo Schön, por sua confiança, didática e mão sempre estendida.

E por fim, aos inúmeros amigos que fizeram parte dessa caminhada ao longo dos meus anos nesta Universidade.

RESUMO

Aços inoxidáveis do tipo dúplex apresentam estrutura binária composta por austenita e ferrita. Sua microestrutura tem grande importância na definição das propriedades mecânicas e também na formação do perfil de nucleação de trincas. Ao longo do presente estudo, foi realizada a metalografia quantitativa sobre amostras retiradas de diferentes seções de placas de aço UNS S32304 com diferentes tamanhos e de um cilindro de aço S32750, assim como a microscopia óptica, eletrônica de varredura e EDS das mesmas.

As amostras das seções que não correspondiam às superficiais apresentaram forte orientação dos contornos de grão. Essa anisotropia foi quantificada pelos métodos de metalografia quantitativa aplicados.

Palavras-chave: Dúplex, Aço inoxidáveis, Metalografia.

ABTSTRACT

Duplex stainless steels presents a binary structure composed by austenite and ferrite. Its microstructure is of great importance on the definition of mechanical properties and also on the profile of crack nucleation. Along of the present study, has been performed the quantitative metallography on samples that was extracted from different UNS 32304 steel plates, with different sizes, and from a S32750 steel cylinder, as well as optical microscopy, scanning electron microscopy and EDS of the same.

The samples that don't correspond to the superficial ones presented a strong orientation of tis grains boundaries. This anisotropic effect was quantified by the quantitative methods applied.

Keywords: Duplex, Stainless Steels, Metallography.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquema de uma microestrutura duplex segundo a definição de Hornbogen [2]	14
Figura 2 - Diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni [6].....	16
Figura 3 - Diagrama esquemático tempo-temperatura-transformação (TTT) das possíveis transformações de fases que podem ocorrer e aços [6]	19
Figura 4 - Resistência ao Impacto dos Aços Inoxidáveis Dúplex [9].....	22
Figura 5 - Tensão x Deformação no domínio elástico.....	23
Figura 6 - mecanismo de escorregamento de discordâncias gerando deformação plástica.....	24
Figura 7. Direções superficial, longitudinal e de laminação da placa.....	31
Figura 8. Direções da barra cilíndrica (transversal, superficial e normal).	32
Figura 9. Amostra 1, seção superficial com aumento de 500x	37
Figura 10. Amostra 1, seção superficial, aumento de 500x MEV.....	38
Figura 11. Amostra 1, seção superficial, aumento 1500x, MEV.....	38
Figura 12. Amostra 1, seção superficial, aumento 10000x, MEV.....	39
Figura 13. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 200x	40
Figura 14. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 1500x, MEV.....	41
Figura 15. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 5000x, MEV.....	41
Figura 16. Amostra 1, seção normal, aumento de 1000x	42
Figura 17. Amostra 1, seção normal, aumento de 5000x, MEV.....	42
Figura 18. Áreas analisadas por EDS, amostra 1, seção normal, 5000x aumento...	43
Figura 19. EDS Área 1 em destaque na Figura 18, amostra 1.	43
Figura 20. EDS área 2 em destaque na Figura 18, amostra 1.....	44
Figura 21. Amostra 2, seção longitudinal, aumento de 500x	45

Figura 22. Amostra 2, Seção longitudinal, 1500x, MEV	45
Figura 23. Amostra 2, Seção longitudinal, 5000x, MEV	46
Figura 24. Amostra 2, seção superficial, 200x	47
Figura 25. Amostra 2, seção superficial, 5000x MEV	47
Figura 26. Amostra 2, seção superficial, 2500x MEV	48
Figura 27. Amostra 2, seção normal, 200x	49
Figura 28. Amostra 2, seção normal, 5000x MEV.....	49
Figura 29. Amostra 2, seção normal, 5000x MEV. Em destaque as áreas de coleta de EDS	50
Figura 30. EDS coletado da área 7 da figura 29.....	50
Figura 31. EDS coletado da área 8 da figura 29.....	51
Figura 32. Amostra 3, seção transversal, 1000x.....	52
Figura 33. Amostra 3, seção transversal, 1500x, MEV	52
Figura 34. Amostra 3, seção transversal, 5000x, MEV	53
Figura 35. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 500x.....	54
Figura 36. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 1500x, MEV.....	54
Figura 37. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 5000x, MEV.....	55
Figura 38. Amostra 3, seção superficial, 500x	56
Figura 39. Amostra 3, seção superficial, 5000x, MEV	56
Figura 40. Amostra 3, seção superficial, 5000x, MEV. Áreas de coleta do EDS em destaque	57
Figura 41. EDS correspondente à área 1 da figura 38.....	57
Figura 42. EDS correspondente à área 2 da figura 38.....	58

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Características principais de algumas fases encontradas em aços inoxidáveis dúplex [PADILHA e PLAUT, 2009].....	18
Tabela 2. Comparação de propriedades mecânicas de aços dúplex com ligas austeníticas.[9].....	21
Tabela 3. Comparação entre ferrita e austenita [8].....	26
Tabela 4. Composição e Dimensões das Barras de Aço tipo P396A (UNS S32304).....	30
Tabela 5. Composição do aço UNS S32750 em forma de cilindro.	30
Tabela 6 - Fração Volumétrica Média de Cada Fase presente na amostra 1, seção longitudinal.....	59
Tabela 7 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos da amostra 1, seção longitudinal.....	59
Tabela 8 - Anisotropia Média da Seção longitudinal da amostra 1.	60
Tabela 9 - Número de pontos e fração volumétrica de cada fase na amostra 1, seção normal.....	60
Tabela 10 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos da amostra 1, seção normal.....	60
Tabela 11 - Anisotropia Média da Seção normal, amostra 1.	61
Tabela 12 - Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 1, seção superficial.....	61
Tabela 13 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 1, seção superficial.....	62
Tabela 14 - Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 1	62
Tabela 15. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção normal.....	63
Tabela 16. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção normal.....	63

Tabela 17. Anisotropia Média da Seção normal, amostra 2.	63
Tabela 18. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção longitudinal.....	64
Tabela 19. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção longitudinal.....	64
Tabela 20. Anisotropia Média da Seção longitudinal, amostra 2.	64
Tabela 21. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção superficial.....	65
Tabela 22. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção superficial.....	65
Tabela 23. Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 2.	65
Tabela 24. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção superficial.....	66
Tabela 25. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção superficial	66
Tabela 26. Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 3.	67
Tabela 27. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção normal.....	67
Tabela 28. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção normal.....	67
Tabela 29. Anisotropia Média da Seção normal, amostra 3	68
Tabela 30. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção transversal.	68
Tabela 31. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção transversal.	68
Tabela 32. Anisotropia Média da Seção transversal, amostra 3	69

LISTA DE ABREVIATURAS

CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
EDE	Energia de defeito de empilhamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVO.....	13
3	CONSIDERAÇÕES TEÓRICAS.....	14
3.1	FORMAÇÃO DOS AÇOS DÚPLEX.....	15
3.2	EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS DÚPLEX.....	18
3.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	21
3.4	MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO E RUPTURA	22
3.5	CARACTERÍSTICAS DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DA FERRITA E DA AUSTENITA	25
3.6	DESCRIÇÃO FORMAL DA CO-DEFORMAÇÃO.....	26
3.7	MICROESTRUTURA E NUCLEAÇÃO DE TRINCA EM AÇOS DÚPLEX.....	27
4	MATERIAIS E MÉTODOS.....	29
4.1	Materiais	29
4.2	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	31
4.2.1	Preparação das amostras oriundas das placas de aço	31
4.2.2	Preparação das amostras oriundas do cilindro	31
4.3	Microscopia Eletrônica de Varredura	32
4.4	MÉTODOS APLICADOS À METALOGRAFIA QUANTITATIVA.....	33
4.4.1	Método de determinação das frações volumétricas das fases presentes em cada amostra.	33
4.4.2	Método de determinação do tamanho médio de grãos	33
4.4.3	Método de determinação da anisotropia presente nas amostras.	34
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	36
5.1	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	36

5.1.1	Análise microestrutural do material extraído da placa 1.	36
5.1.2	Análise microestrutural do material extraído da placa 2.	44
5.1.3	Análise microestrutural do material extraído do cilindro, amostra 3. 51	
5.2	METALOGRAFIA QUANTITATIVA.....	58
5.2.1	Metalografia Quantitativa da Amostra 1	58
5.2.2	Metalografia Quantitativa da Amostra 2	62
5.2.3	Metalografia Quantitativa da Amostra 3	66
6	CONCLUSÃO.....	70
7	BIBLIOGRAFIA.....	71

1 INTRODUÇÃO

Tendo sido descobertos entre os anos de 1927 e 1932, ao se pesquisar o efeito do aumento da fração de ferrita em aços austeníticos, os aços dúplex ganharam importância comercial a partir do início dos anos 40, quando passou-se a endurecê-los por precipitação através da introdução de cobre e molibdênio. Nesta fase do seu desenvolvimento, já foram notadas algumas de suas importantes propriedades.

Hoje, esses aços encontram aplicação na indústria de base, química, de óleo, gás, papel e celulose, aplicado principalmente em evaporadores, dutos, unidades de dessalinização e dessulfuração, equipamentos para destilação, tanques de condução e armazenamento de material corrosivo.

Apresentando uma estrutura controlada, os aços ferrítico-austeníticos tem microestruturas que consistem em frações aproximadamente iguais às destas duas fases.

O objetivo que se busca atingir ao se procurar essa microestrutura é combinar favoravelmente as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, a saber: elevada resistência mecânica, boa tenacidade, boa resistência à corrosão em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga. [1]

Sabe-se que o dúplex apresenta alongamento uniforme substancialmente menor do que aços austeníticos e ferríticos. Busca-se por meio do presente trabalho, portanto, apresentar resultados microestruturais deste material, em particular aqueles relacionados à metalografia quantitativa.

2 OBJETIVO

O objetivo desse estudo é traçar um perfil microestrutural para alguns aços tipo dúplex e superdúplex, com foco em sua metalografia quantitativa.

3 CONSIDERAÇÕES TEÓRICAS

Hornbogen define uma microestrutura duplex como sendo composta de um número aproximadamente igual de contornos de grão alfa/alfa e beta/beta, cuja soma é similar ao número de interfaces alfa/beta. Além disso, a fração volumétrica de ambas as fases deve ser próxima de 50%. Por outro lado, o Metals Handbook é menos preciso e define microestrutura duplex simplesmente como uma microestrutura composta de duas fases. A Figura 1 mostra uma microestrutura duplex típica segundo a definição de Hornbogen. [2]

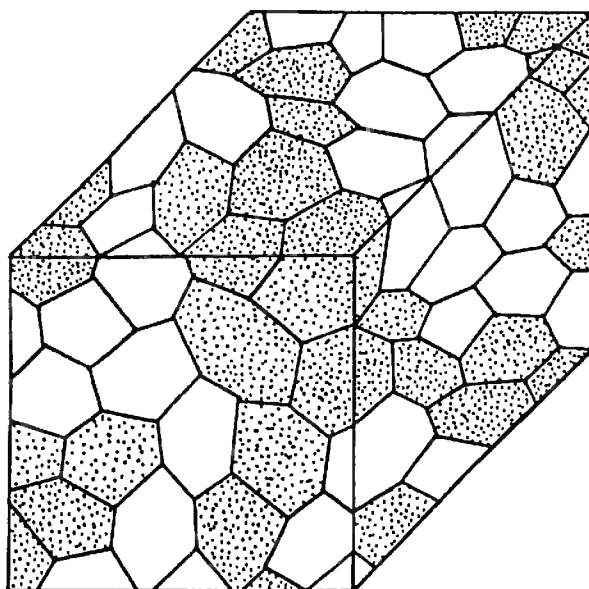


Figura 1. Esquema de uma microestrutura duplex segundo a definição de Hornbogen [2]

O contínuo desenvolvimento de aços inoxidáveis dúplex resultou na composição de aços complexos contendo quantidades consideráveis de elementos de liga. Estes elementos são, é claro, introduzidos no aço por uma ou mais reações com o objetivo final de obter melhores propriedades mecânicas e/ou maior resistência à corrosão. Como de costume, os benefícios de tais adições invariavelmente vêm acompanhados a inevitáveis desvantagens, sendo a mais importante a potencial instabilidade microestrutural do material [3].

Esta microestrutura é obtida, em geral, pelo aumento dos teores de cromo e molibdênio em relação aos aços austeníticos e com o aumento do teor de nitrogênio. Enquanto os primeiros aumentam a resistência à corrosão, o nitrogênio, como soluto intersticial, aumenta a resistência mecânica. Estas alterações elevam a estabilidade da fase σ e permitem o aparecimento de algumas outras fases intermetálicas, especialmente a fase χ ($\text{Fe}_{30}\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$). [4]

Essa condição requer, portanto, além do cuidado para prevenir a precipitação de carbonetos, cuidado com a precipitação das citadas fases intermetálicas que fragilizam o material e comprometem sua resistência à corrosão. Em geral, quanto mais elevado o teor dos elementos de liga que estabilizam estas fases, mais se acelera a cinética de precipitação. [4]

Essas fases intermetálicas aparecerão durante o processamento (tratamento térmico, soldagem, conformação a quente) ou, em uso (envelhecimento isotérmico). A precipitação da fase σ é de grande interesse para os aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e dúplex, pois a ela associam-se efeitos que causam tanto redução das propriedades mecânicas quanto diminuição da resistência à corrosão do aço [5].

3.1 FORMAÇÃO DOS AÇOS DÚPLEX

Os aços inoxidáveis dúplex (AID) são aços em que a microestrutura consiste de duas fases principais: austenita (γ – cfc) e ferrita (α - ccc) em proporções aproximadamente iguais [6].

Os AIDs podem ser divididos em dois grupos de acordo com seu teor de carbono:

1 – aços com baixo teor de carbono (de 0,01 %peso até 0,08 %peso de carbono). Em geral essas ligas são trabalhadas mecanicamente (ligas forjadas);

2 – aços com alto teor de carbono (de 0,3 %peso até 0,5 %peso de carbono). Esses aços são usados na condição bruta de fusão.

Os aços inoxidáveis com baixo teor de carbono solidificam em uma estrutura ferrítica e a austenita se forma no estado sólido. Durante o trabalho a quente, entre 900°C e 1200°C, a microestrutura é formada de lamelas alternadas de ferrita e austenita. No caso dos aços inoxidáveis com alto teor de carbono, a primeira fase que solidifica é também a ferrita. O liquido residual rico em carbono solidifica formando austenita e uma rede de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ rico em cromo [3],[6].

Ambos os produtos fundidos e forjados tem frações volumétricas equivalentes de ferrita e austenita, mas os componentes forjados apresentam uma textura de deformação obtida por trabalho a quente. O balanço de fase ideal para os modernos produtos forjados varia entre os fabricantes, mas uma fração volumétrica de 45% à 60% de austenita pode ser esperada. Essa microestrutura balanceada é conseguida através do controle simultâneo da composição química e da temperatura de recozimento [6].

Os aços dúplex são baseados no diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni (Figura 2).

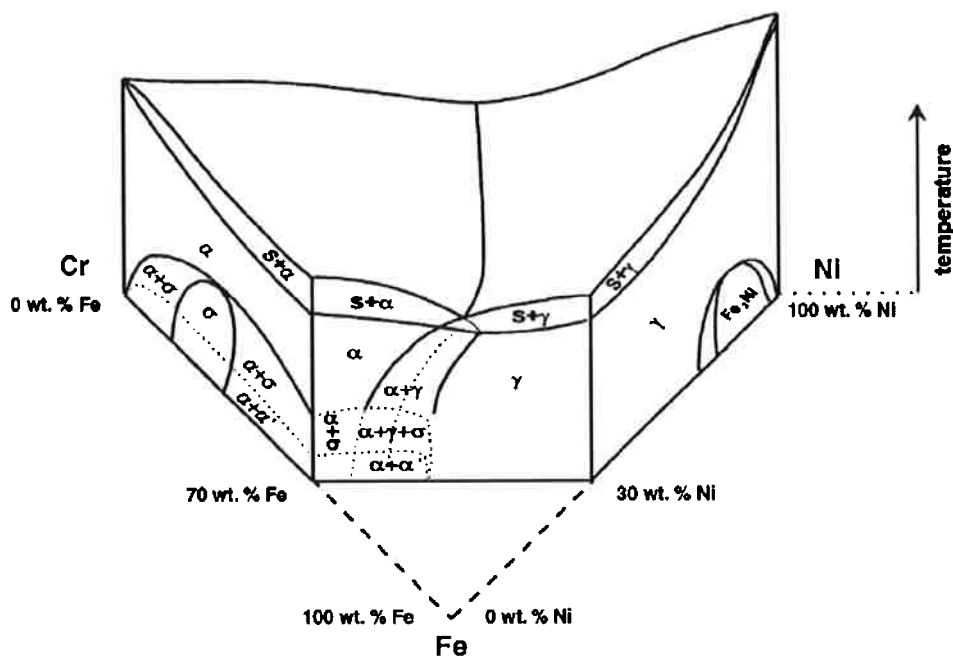


Figura 2 - Diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni [6].

Os aços inoxidáveis dúplex solidificam completamente no campo da ferrita. Em seguida ocorre a transformação no estado sólido para a austenita, que é naturalmente reversível, de modo que um aumento significativo da temperatura, por exemplo, de 1050°C a 1300°C, leva a um aumento no teor de ferrita [GUNN, 2003]. A austenita nucleia por volta de 1300°C (2370°F) e cresce primeiro nos contornos de grão da ferrita e, posteriormente, nos grãos de ferrita [6], [7].

Em razão da sua microestrutura bifásica esses aços apresentam uma combinação favorável das propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos: têm elevada resistência mecânica, boa tenacidade e ductilidade além de boa resistência à corrosão em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão [6].

Esta combinação favorável de propriedades faz esta classe de aços inoxidáveis ser amplamente empregada em indústrias de petróleo e gás, petroquímica, papel e celulose e indústrias de controle da poluição. [6]

No final dos anos 60, foi proposta a seguinte equação (Equação 1) para relacionar a resistência à corrosão por pite, ou PRE (Pitting Resistance Equivalent) ao teor desses três elementos [6],[1],[7]:

$$PRE = \%Cr + 3,3 \%Mo + 16 \%N \quad (1)$$

Algumas ligas contêm uma adição de tungstênio, que é outro elemento que age para aumentar a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. Para essas ligas, a resistência à corrosão por pite é expresso como PRE, de acordo com a Equação 2: [6],[1],[7]

$$PREW = \%Cr + 3.3 \%Mo + 16 \%N + 1.65 \%W \quad (2)$$

O número PRE ou PREW é comumente usado para classificar a família a que pertence uma liga. Os AIDs cujos valores de PRE forem da ordem de 35 a 40,

constituem a família dos aços inoxidáveis dúplex e aqueles cujos PRE forem superiores a 40, constituem a família dos inoxidáveis superdúplex [3],[7]

3.2 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS DÚPLEX

Devido à alta quantidade de elementos de liga, os aços inoxidáveis dúplex constituem sistemas termodinamicamente metaestáveis no estado solubilizado à temperatura ambiente e qualquer adsorção de calor que eles recebem, faz com que busquem uma condição energética mais estável, que é conseguida através da precipitação de carbonetos e intermetálicas.[7] A Tabela 1 apresenta as características principais de algumas fases encontradas em aços inoxidáveis dúplex.

Tabela 1 - Características principais de algumas fases encontradas em aços inoxidáveis dúplex [PADILHA e PLAUT, 2009].

Fase	Estrutura Cristalina	Átomos por Célula Unitária	Parâmetro de Rede	Composição
Sigma (σ)	Tetragonal	30	$a = 0,87 - 0,92$ $c = 0,4554 - 0,48$	$(Fe, Ni)_x(Cr, Mo)_y$
Chi (χ)	ccc	58	$a = 0,881 - 0,895$	$Fe_{36}Cr_{12}Eo_{10};$ $(Fe, Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$
Laves (η)	Hexagonal	12	$a = 0,473 - 0,483$	$Fe_2Mo; Fe_2Nb;$ $Fe_2Ta; Fe_2Ti; Fe_2W$
$M_{23}C_6$	cfc	116	$a = 1,057 - 1,06$	$(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6;$ $Cr_{16}Fe_3Mo_2C_6$
M_7C_3	Pseudo-hexagonal	40	$a = 1,395 - 1,400$ $c = 0,452 - 0,453$	$(Cr, Fe)_7C_3$
M_6C	cfc	112	$a = 1,085 - 1,128$	$(Fe, Mo, Nb, Cr)_6C$
M_2N	hexagonal	9	$a = 0,478 - 0,48;$ $c = 0,4440.447$	$(Cr, Fe)_2N$

A precipitação de fases intermetálicas é normalmente associada a consequências indesejáveis, como empobrecimento da matriz em elementos de liga como o cromo, molibdênio e nióbio bem como a perda de ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão [7].

Uma grande variedade de fases podem se formar nesses aços no intervalo de temperatura de 300 – 1000°C durante o envelhecimento isotérmico (processamento ou uso) ou tratamento térmico incorreto. O diagrama esquemático da Figura 3 mostra as possíveis transformações de fases em aços inoxidáveis dúplex. [6]

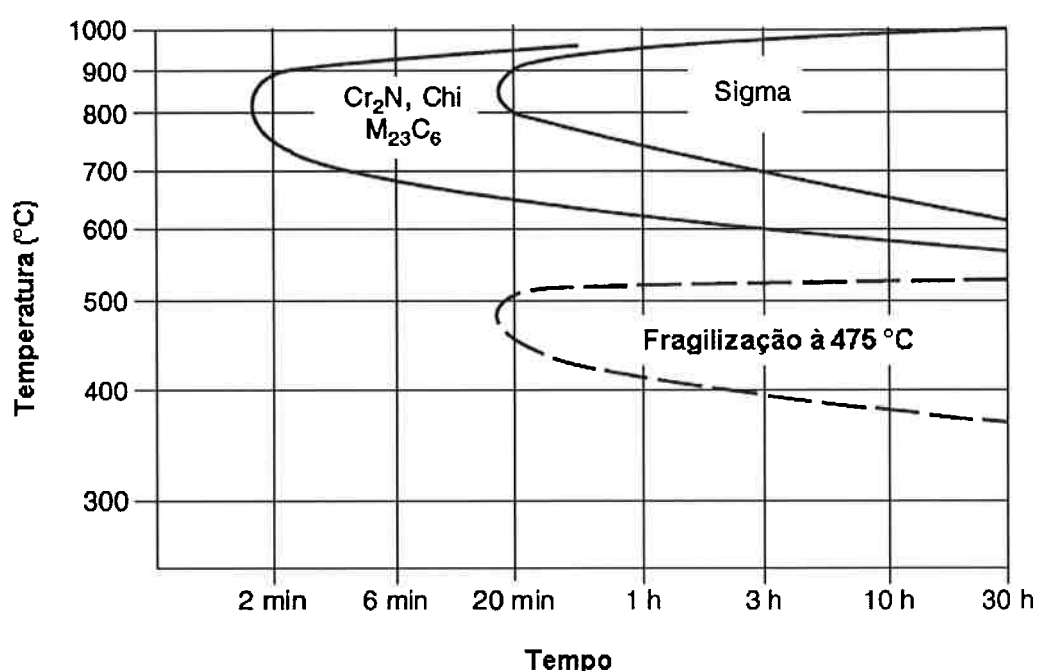


Figura 3 - Diagrama esquemático tempo-temperatura-transformação (TTT) das possíveis transformações de fases que podem ocorrer e aços [6]

Quanto ao efeito dos elementos de liga, podemos fazer uma análise individual da influência de cada um deles:

Cromo: é esse elemento que permite a formação da película passivadora. O cromo superficial reage com o oxigênio, formando na superfície do metal, uma camada de CrO. Esta película modifica o potencial de um eletrodo no sentido da menor atividade. Estes fenômenos assumem grande importância na cinética dos

processos de corrosão eletroquímica e muito particularmente para a proteção catódica, a qual consiste essencialmente na polarização catódica da estrutura a proteger.

Níquel: sua adição resulta em uma mudança estrutural do material, que passa a apresentar melhores características de:

- Ductilidade
- Resistência mecânica a quente
- Soldabilidade
- Além disso, ainda aumenta a resistência à corrosão de maneira geral. [8]

Molibdênio: exerce influência na estabilização do carboneto, além de aumentar a resistência à tração, temperabilidade e resistência mecânica a altas temperaturas.

Alumínio: é um forte formador de ferrita. Esse elemento reduz a durabilidade do aço inoxidável. Aumenta a resistência à oxidação a alta temperatura. [8]

Manganês: - Estabiliza os carbonetos. Ajuda a criar microestrutura dura por meio de têmpera. Diminui a velocidade de resfriamento, além de aumentar a resistência mecânica, a temperabilidade da peça e a resistência ao choque. O manganês tem grande importância na substituição parcial de níquel nos aços inoxidáveis da série 200.

Titânio: combina-se com o carbono e reduz corrosão intergranular. Atua também como refinador de grão e promove a formação da ferrita. [8]

Cobre: é um elemento não formador de carboneto. Aumenta a resistência para certos meios corrosivos [8]

Carbono: endurece o aço inoxidável, mas promove a formação de precipitados prejudiciais tanto à corrosão, como às propriedades mecânicas.

3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis dúplex, forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis dúplex apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresentam um alongamento mínimo em torno de 25% [9]

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis dúplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas.[9]

A Tabela 2 compara as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura dúplex com os aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 2. Comparação de propriedades mecânicas de aços dúplex com ligas austeníticas.[9]

AISI/UNS	Resistência ao escoamento MPa	Resistência à tração MPa	Alongamento Mínimo, %	Dureza Vickers	Microestrutura
304L	210	515-680	45	155	Austenita
316L	220	515-690	40	160	Austenita
S 32304	400	600-820	25	230	Dúplex
S 31803	450	680-880	25	260	Dúplex
S 32750	550	800-1000	25	290	Dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita da ordem de 40%, obtém-se prevenção efetiva do crescimento de trincas. Dessa forma, a orientação e a morfologia da estrutura dos dúplex são importantes na avaliação da tenacidade.

Resultados de ensaios de impacto demonstram que os aços dúplex possuem boa tenacidade..[9]

A Figura 4 ilustra os resultados obtidos no ensaio de impacto para a liga 316L, bem como para três qualidades dúplex: UNS S32304 (SAF 2304), UNS S31803 (SAF 2205) e UNS S32750 (SAF 2507). Nota-se que a temperatura de transição dútil-frágil para os dúplex está em torno de -50°C , enquanto que a liga 316L não apresenta esse fenômeno. A transição dútil-frágil dos dúplex é característica da fase ferrítica. [9]

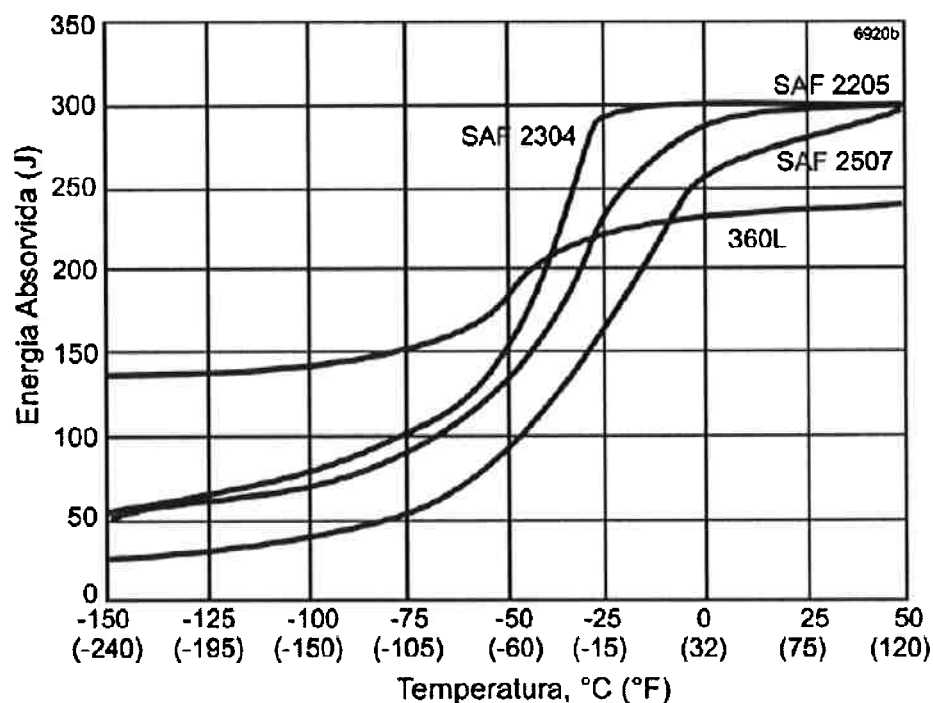


Figura 4 - Resistência ao Impacto dos Aços Inoxidáveis Dúplex [9]

3.4 MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO E RUPTURA

Existem dois tipos básicos de deformação: a deformação elástica e a deformação plástica. Analisaremos cada uma delas a seguir:

Deformação elástica: na deformação elástica não há ruptura das ligações químicas, apenas um alongamento dessas, pela presença de uma força adicional que se soma as forças eletrostáticas existentes que estão em equilíbrio no material. Assim, quando se aplica um esforço externo, os átomos se deslocam de suas posições iniciais, porém ao cessar esse esforço eles retornam as suas posições de origem. Logo, a deformação elástica é retornável e pode ser repetida indefinidas vezes sem alterar a resistência nem as propriedades do material. Ela se comporta como mostrado na Figura 5.

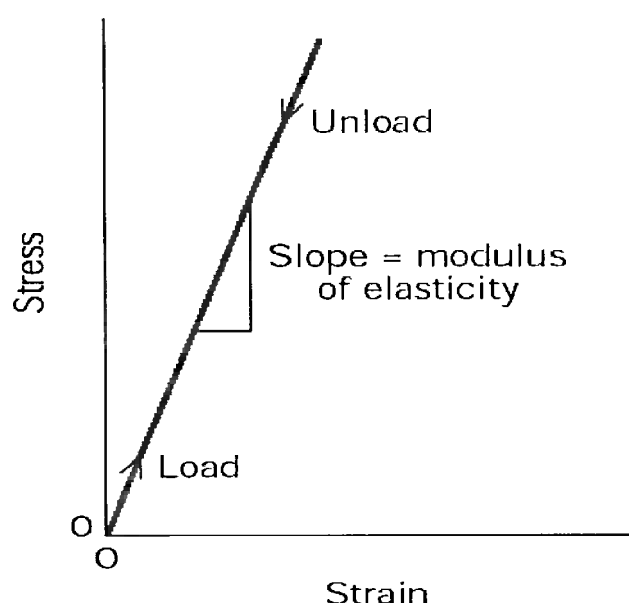


Figura 5 - Tensão x Deformação no domínio elástico

Deformação plástica: A deformação plástica é o resultado do movimento dos átomos devido à tensão aplicada. Durante este processo ligações são quebradas e outras refeitas. Ela se dá por meio do movimento de discordâncias internas do material, como ilustra a Figura 6.

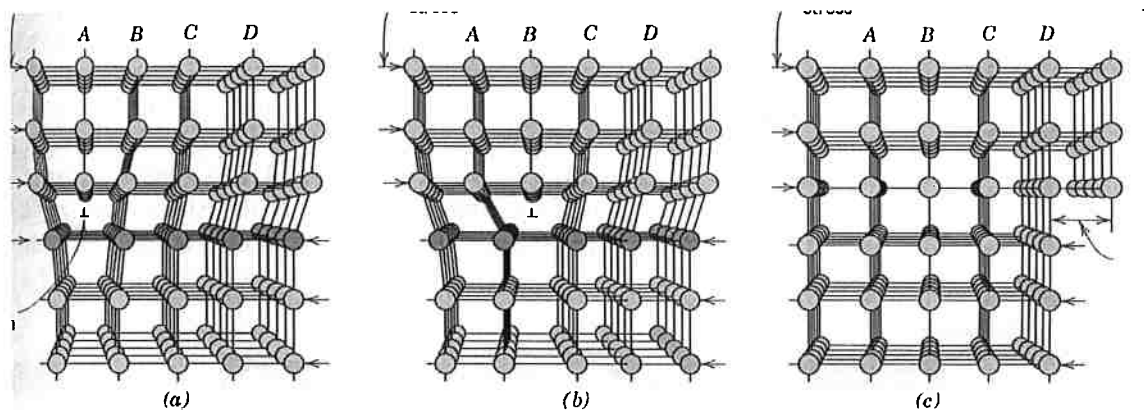


Figura 6 - mecanismo de escorregamento de discordâncias gerando deformação plástica.

Trataremos nesse estudo de três tipos de ruptura: frágil, dúctil e por fadiga.

Ruptura frágil: é a ruptura das ligações atômicas sem o desenvolvimento prévio de mecanismos de deformação permanente com intensidade apreciável. É facilitada pela presença de defeitos como vazios, que concentram tensões, ou pela diferente capacidade de deformação entre o arranjo cristalino e defeitos de natureza diversa.

A clivagem é um tipo característico de ruptura que resulta das quebras de ligações de um conjunto de átomos que pertencem a um plano cristalográfico particular. A ruptura intergranular é uma clivagem que segue as juntas dos grãos, facilitada pela incompatibilidade de deformação entre os grãos adjacentes ou porque essas regiões são concentradores naturais de tensões. Já a ruptura alveolar se origina na nucleação, crescimento e coalescência de vazios dos cristais.[8]

Ruptura Dúctil: é sempre precedida de deformações permanentes significativas e tem origem na formação e união de vazios gerados pela excessiva concentração de tensões proporcionada pelo acúmulo de discordâncias em juntas de grãos e defeitos cristalinos. Naturalmente, a ruptura dúctil implica em quebra das ligações entre os átomos, levando à formação de uma microfissura. Um aspecto importante a observar é que a quebra de ligações atômicas, e a consequente redução do seu número, diminui a capacidade remanescente de deformação elástica

do meio, afetando de forma direta esse mecanismo. Já a redução das áreas resistentes, proporcionalmente ao número de ligações rompidas, leva a um aumento da velocidade com que as deformações permanentes se processam. Desse modo, a capacidade de deformação plástica, ou o mecanismo em si, não é diretamente afetada; diz-se que as rupturas das ligações tem influência indireta sobre aquele mecanismo.[8]

Ruptura por fadiga de um policristal: para a ocorrência de fadiga é necessário um regime repetido de tensões normais de tração (somente com tensões de compressão não há fadiga) e formação de deformações plásticas. A fadiga pode ser de baixo ciclo (tensões acima do limite de escoamento) e de alto ciclo (regime de tensões abaixo do limite de escoamento). [8]

3.5 CARACTERÍSTICAS DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DA FERRITA E DA AUSTENITA

Os aços inoxidáveis comportam-se de maneira distinta quando submetidos à tensão. Em geral, aços ferríticos apresentam limite de escoamento maior que austeníticos, além de maior resistência e menor alongamento.[2] Essa diferença é associada à maneira como esses a ferrita e austenita se deformam. As diferenças estão dispostas genericamente na tabela 3.

Tabela 3. Comparação entre ferrita e austenita [8]

Colunas1	Ferrita	Austenita
Sistemas de escorregamento	48	12
Energia def. de empilhamento	Maior	menor
Escorregamento com desvio	Fácil	difícil
Distribuição das discordâncias	menos uniforme	mais uniforme
Encruamento	Menor	Maior
Força de Peierls-Nabarro	Maior	Menor
Variação do LE com a temperatura	Grande	Pequena
Limite de escoamento	Menor	Maior
Limite de resistência	Menor	Maior
Alongamento	Menor	Maior

Ocorre que, quando há ambas as fases presentes, como no caso dos aços dúplex, o limite de escoamento fica próximo dos aços ferríticos e o limite de resistência, próximo aos austeníticos. [8]

3.6 DESCRIÇÃO FORMAL DA CO-DEFORMAÇÃO

Ocorre para o aço dúplex que ambas as fases inicialmente tem comportamento elástico, até que a mais dúctil começa a escoar. Em seguida, ambas deformam plasticamente. O que define qual fase cumpre o papel de mais dúctil é o nitrogênio, uma vez que sendo seu teor maior que 0,13%, a ferrita será a mais dúctil, caso contrário, será a austenita.

Outro fator importante é a anisotropia do material, uma vez que os aços dúplex formam lamelas, eles apresentam limite de escoamento 10% e resistência 7% maior quando o ensaio é realizado em corpos retirados da posição transversal á de laminação. [8]

A transmissão do escorregamento entre fases CCC e CFC pode ser dita análoga ao que ocorre no contorno de grão de uma liga de fase única. Ela será influenciada pela orientação relativa do sistema de escorregamento nas duas fases. [8]

Alguns trabalhos sobre escorregamento ao longo de contornos de grão definiram alguns critérios gerais para predizer o sistema de escorregamento. Esses critérios podem ser expostos como:

- A tensão crítica projetada de discordâncias nas proximidades do contorno deve ter um máximo m um sistema ativado;
- O ângulo entre as linhas de intersecção entre os planos de escorregamento do sistema incidente e ativado deve ser mínimo no contorno;
- A configuração resultante no contorno pode ter mínima energia.

Essas condições podem ser exploradas para o caso de materiais CCC-CFC.

3.7 MICROESTRUTURA E NUCLEAÇÃO DE TRINCA EM AÇOS DÚPLEX

Os materiais bifásicos diferem bastante de suas fases individuais. Há diversas origens para esta característica, incluindo efeito de textura cristalográfica e efeitos geométricos da microestrutura, tais como tamanho de grão e morfologia das fases.

A fase austenita tem baixa Energia de Defeito de empilhamento (EDE) e desenvolve uma estrutura planar durante a deformação. A fase ferrita exibe uma relativa alta EDE na qual pode ter um sistema de escorregamento facilmente ativado durante a deformação. Portanto, pode-se esperar que uma mudança no caminho de deformação influencie as duas fases diferentemente. [8]

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Os materiais utilizados no presente estudo foram os aços inoxidáveis do tipo dúplex, em forma de barras, P398A (UNS S32304) e o aço S32750, em forma de cilindro, seguindo os parâmetros mostrados nas Tabelas 4 e 5.

:

Tabela 4. Composição e Dimensões das Barras de Aço tipo P396A (UNS S32304)

Dimensões	Identificação	C	MN	SI	P	S	CR	NI	MO	AL	CU	CO	V	NB	TI	SN	W
3 - 300x150	P398A/UNS																
	S32304	0,0178	1,3495	0,3569	0,0251	0,0003	22,558	3,5721	0,2594	0,0027	0,4244	0,0365	0,0334	0,0149	0,0041	0,0039	0,0102
2 - 300x210	P398A/UNS																
	S32304	0,0144	1,3073	0,4633	0,0242	0,0002	22,9109	3,7233	0,2945	0,0017	0,4602	0,0821	0,0503	0,0063	0,0093	0,0067	0,0125

Tabela 5. Composição do aço UNS S32750 em forma de cilindro.

C	Cr	Cu	Fe	Mo	Mn	N	Ni	P	S	Si	W
0,03	26	0,5	56,915	5	1,2	0,32	8	0,035	0,2	0,8	1

4.2 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ANÁLISE METALOGRÁFICA

4.2.1 Preparação das amostras oriundas das placas de aço

De cada uma das duas placas de aço foram retiradas 3 amostras. Estas foram embutidas de tal forma que uma mostrasse a direção superficial ou de laminação, outra, a direção longitudinal e a última a direção normal. A figura 7 mostra as citadas direções em relação à placa.

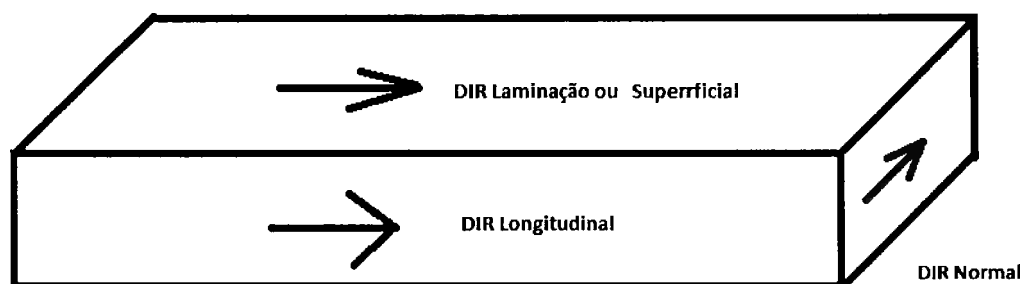


Figura 7. Direções superficial, longitudinal e de laminação da placa.

As amostras foram, a seguir, lixadas a partir da lixa 100, prosseguindo-se até a lixa 1000. Feito isso, foi realizado polimento com pasta de diamante com 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Por fim, foi realizado o ataque metalográfico com ácido oxálico a 10%.

4.2.2 Preparação das amostras oriundas do cilindro

Da barra cilíndrica, foram retiradas novamente 3 amostras. Elas foram embutidas de maneira que uma evidenciasse a face na direção superficial, outra, a direção normal, e uma que mostrasse a direção transversal, conforme ilustra a Figura 8.

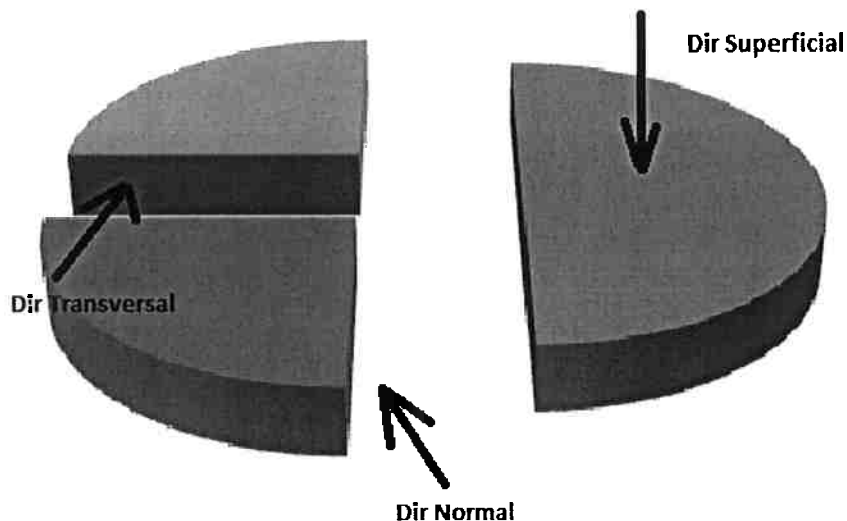


Figura 8. Direções da barra cilíndrica (transversal, superficial e normal).

Para essas amostras foi aplicado o mesmo padrão de lixamento e polimento das barras, além do ataque feito com a mesma substância.

4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para este exame, os resultados de maior relevância são fornecidos pelos elétrons secundários e retroespalhados. Os elétrons secundários no MEV resultam da interação do feixe eletrônico com o material da amostra. O contraste na imagem é dado, sobretudo, pelo relevo da amostra, que é o principal modo de formação de imagem no MEV. Os elétrons retroespalhados, por sua vez, geram uma imagem oriunda do gradiente de composição.

Para o presente estudo, foram colhidos 5 áreas de EDS por fase, tendo este procedimento sido aplicado em uma das seções de cada material.

4.4 MÉTODOS APLICADOS À METALOGRAFIA QUANTITATIVA

4.4.1 Método de determinação das frações volumétricas das fases presentes em cada amostra.

Segundo Padilha [10], o método de contagem de pontos consiste em dispor uma rede de pontos sobre uma determinada área da microestrutura. Sendo que o número de pontos sobre a área de interesse (fase α , por exemplo) dividido pelo número de pontos totais fornece o valor de P_p , onde:

$$V_v = A_a = P_p \quad (3)$$

Onde,

P_p = fração de pontos.

A_a = fração de área

V_v = fração volumétrica

Ou seja, o método citado fornece de imediato a fração volumétrica.

Para o caso em questão, foram utilizadas redes de 88 pontos sobre fotografias com 500x de aumento. Em cada seção foram utilizadas duas fotos para se realizar a medição, sendo que destas extraiu-se a média.

4.4.2 Método de determinação do tamanho médio de grãos

Para a medição do tamanho médio dos grãos utilizamos o método de Heyn. Neste método, sobre a micrografia, traçamos uma linha-teste de tamanho “l” conhecido. Contamos então, o número de contornos interceptados pela linha. O número de grãos interceptados pela linha será dado por [10]:

$$NL = \frac{\text{interceptações observadas}}{l} \times m \quad (4)$$

Onde,

N_L = número de grãos interceptados pela linha-teste

L = comprimento conhecido da linha-teste

M = aumento utilizado na fotomicrografia

O cálculo do tamanho de grão de cada uma é feita através da fórmula descrita na Equação 5:

$$l_m = \frac{1}{N_L} \quad (5)$$

Onde,

l_m = tamanho médio de grãos.

Neste estudo, foram traçadas 3 linhas-teste por fotomicrografia e extraiu-se a média.

4.4.3 Método de determinação da anisotropia presente nas amostras

A anisotropia foi medida através da equação 6 [10]:

$$W = \frac{Pl \text{ (transversal)}}{Pl \text{ (longitudinal)}} \quad (6)$$

W = grau de anisotropia.

Neste estudo, a medição foi feita com 3 linhas-teste paralelas à orientação das lamelas e mais 3 normais às mesmas, extraindo-se a média de ambas e, em seguida, calculando W.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE MICORESTRUTURAL

O primeiro material analisado, foi aquele oriundo da placa de espessura 16 mm e dimensões 300mm x 210 mm, que para todos os efeitos chamaremos de amostra 1. Em seguida, será dado foco à amostra da placa de 9,5mm de espessura e dimensões de 300mmx150mm e será chamada de amostra 2. E, por fim, serão discutidos os resultados da amostra provenientes do cilindro, de dimensões 340mm de comprimento por 1 cm de diâmetro, esta será a amostra 3.

5.1.1 Análise microestrutural do material extraído da placa 1.

Como dito anteriormente, desta placa foram tiradas amostras para 3 seções: superficial, longitudinal e normal. Analisaremos uma a uma as seções a seguir.

Análise da amostra 1, seção superficial.

Para a análise em microscópio óptico foram tiradas 2 fotos com aumentos de 100x, 200x, 500x e 1000x cada. As Figuras 9 a 12 mostram as microestruturas reveladas para a seção superficial da amostra 1.

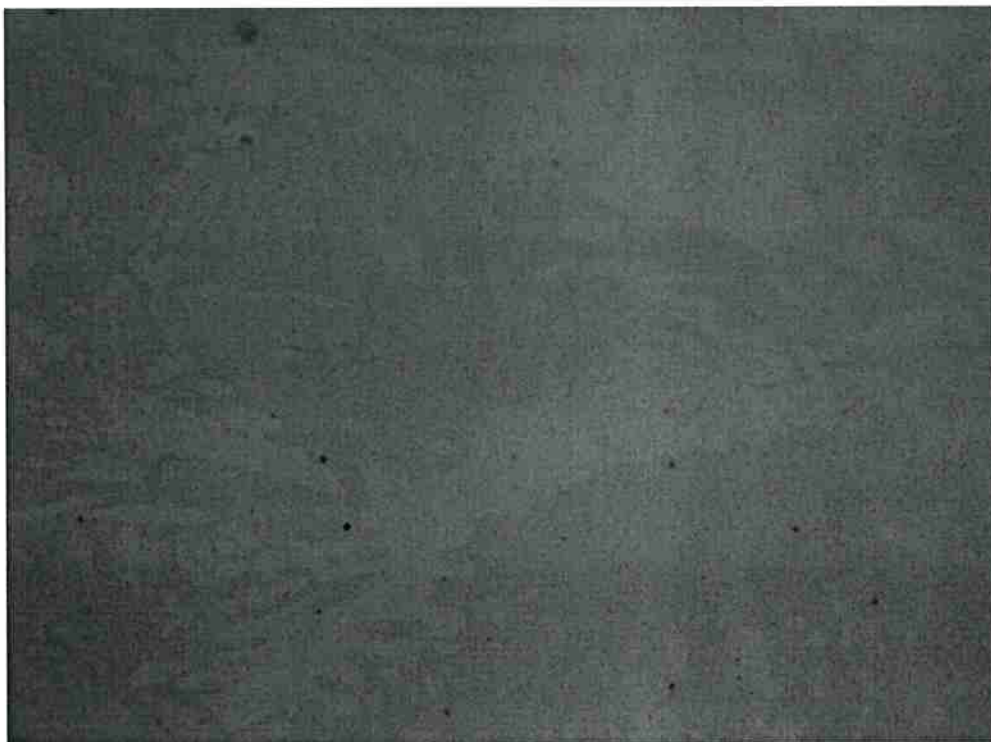


Figura 9. Amostra 1, seção superficial com aumento de 500x

Na Figura 9, podemos facilmente detectar a estrutura binária típica de um aço dúplex.

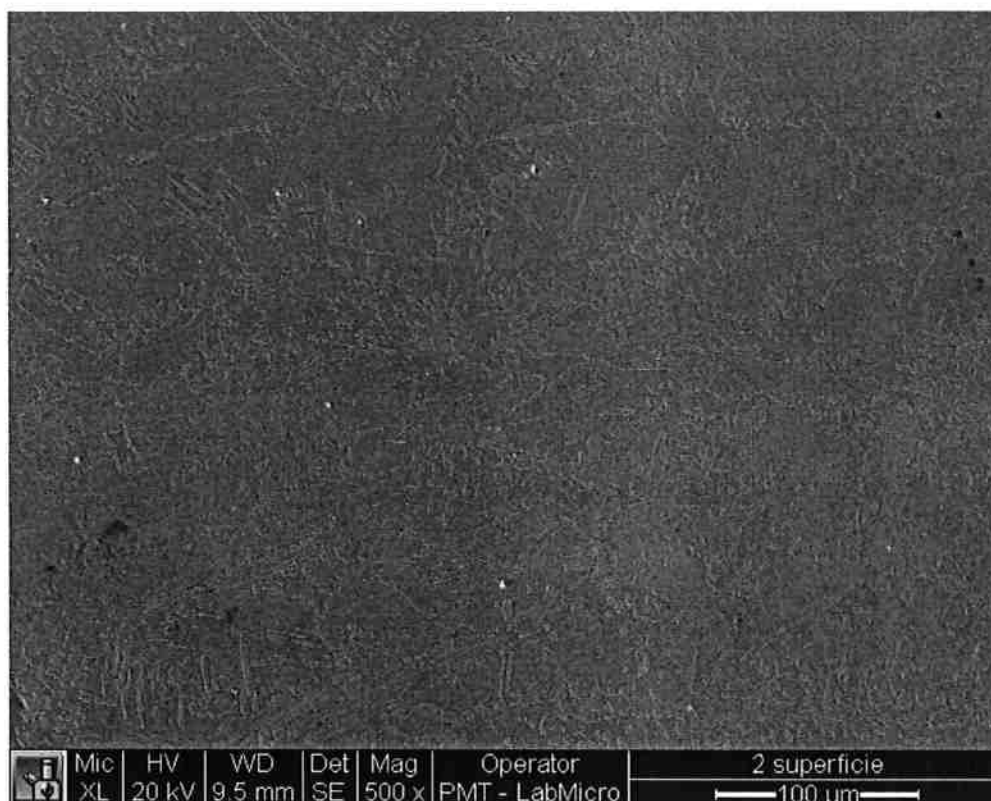


Figura 10. Amostra 1, seção superficial, aumento de 500x MEV

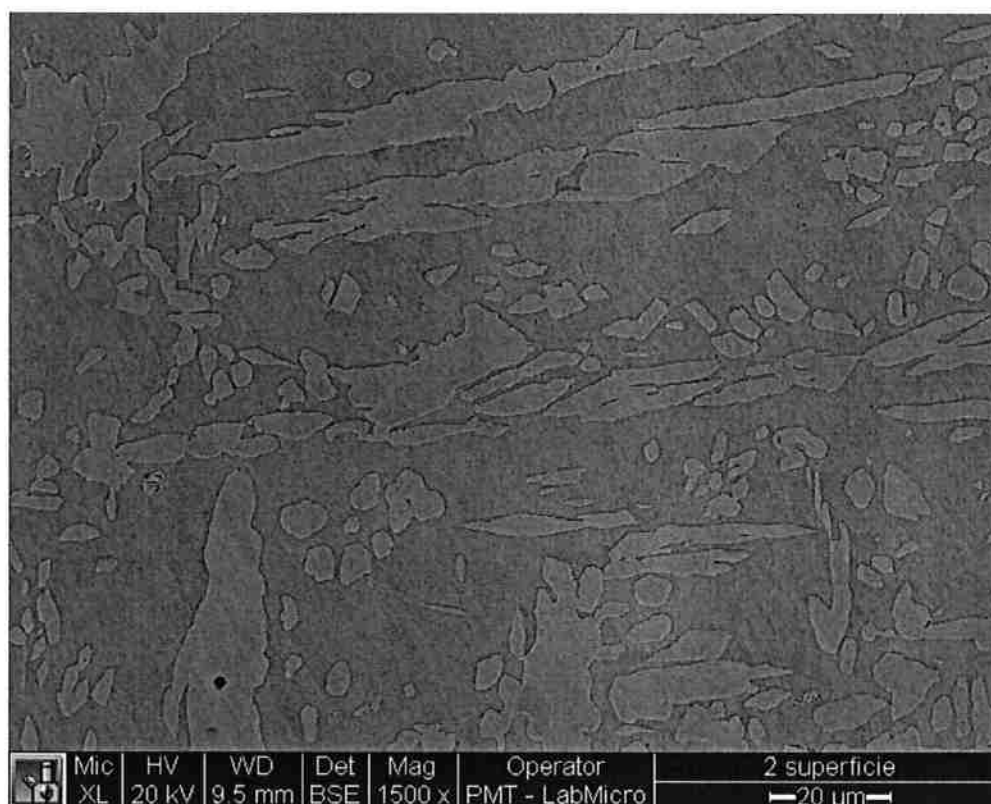


Figura 11. Amostra 1, seção superficial, aumento 1500x, MEV.

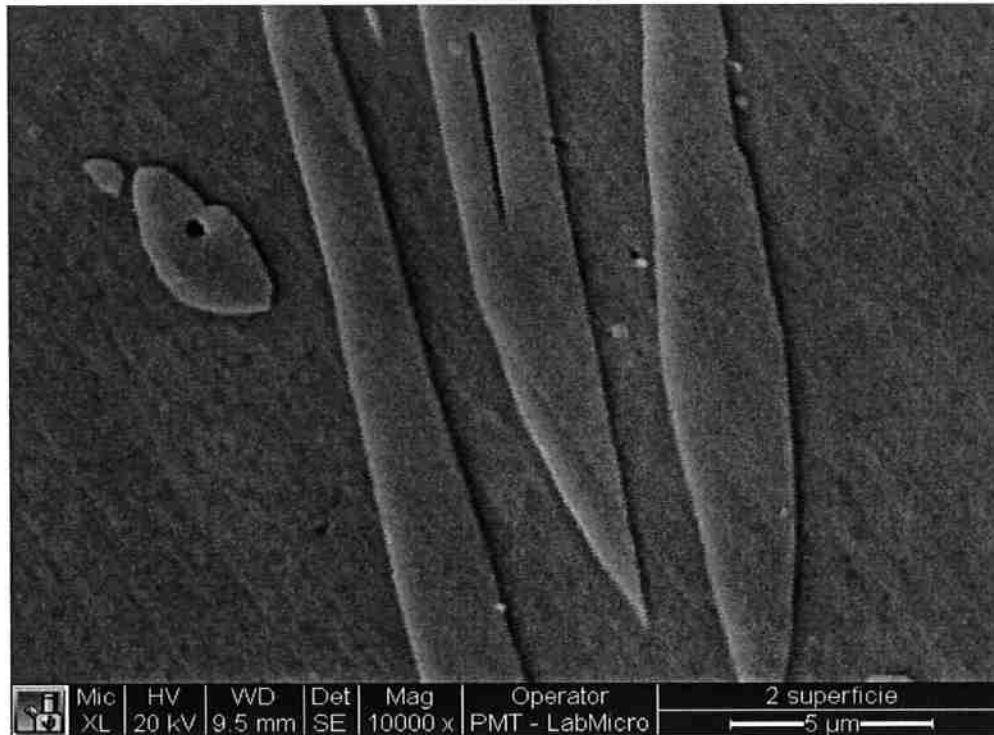


Figura 12. Amostra 1, seção superficial, aumento 10000x, MEV.

Análise da amostra 1, seção longitudinal.

As Figuras 13 a 15 mostram as microestruturas reveladas para a seção longitudinal da Amostra 1.

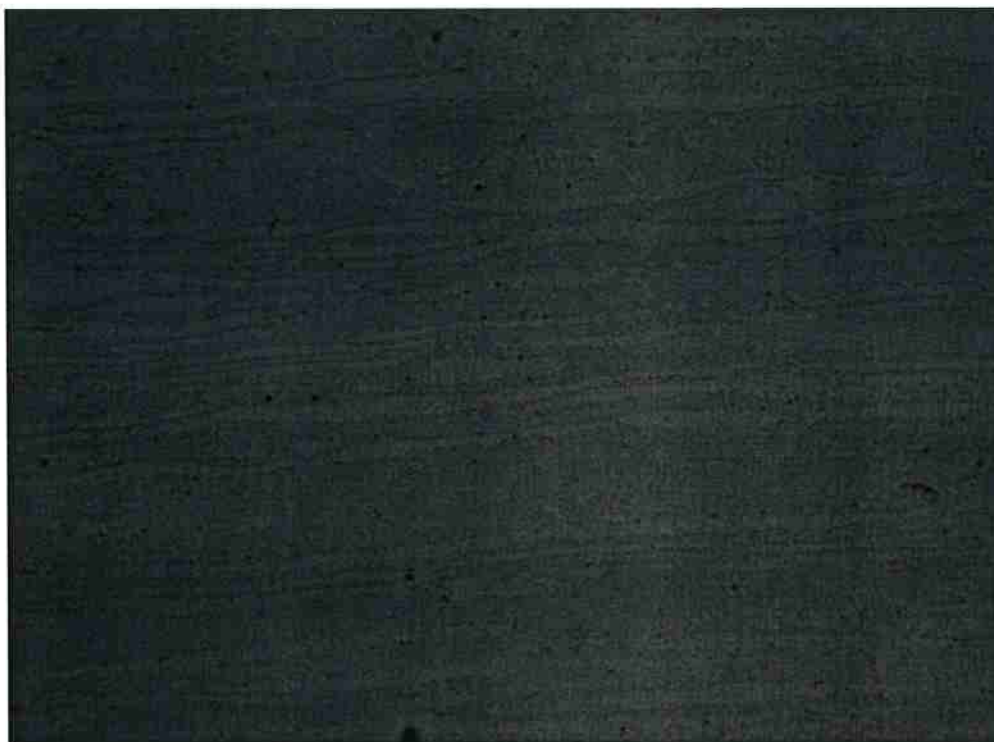


Figura 13. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 200x

A Figura 13 já nos permite observar uma clara orientação das fases, que se apresentam na forma lamelar.

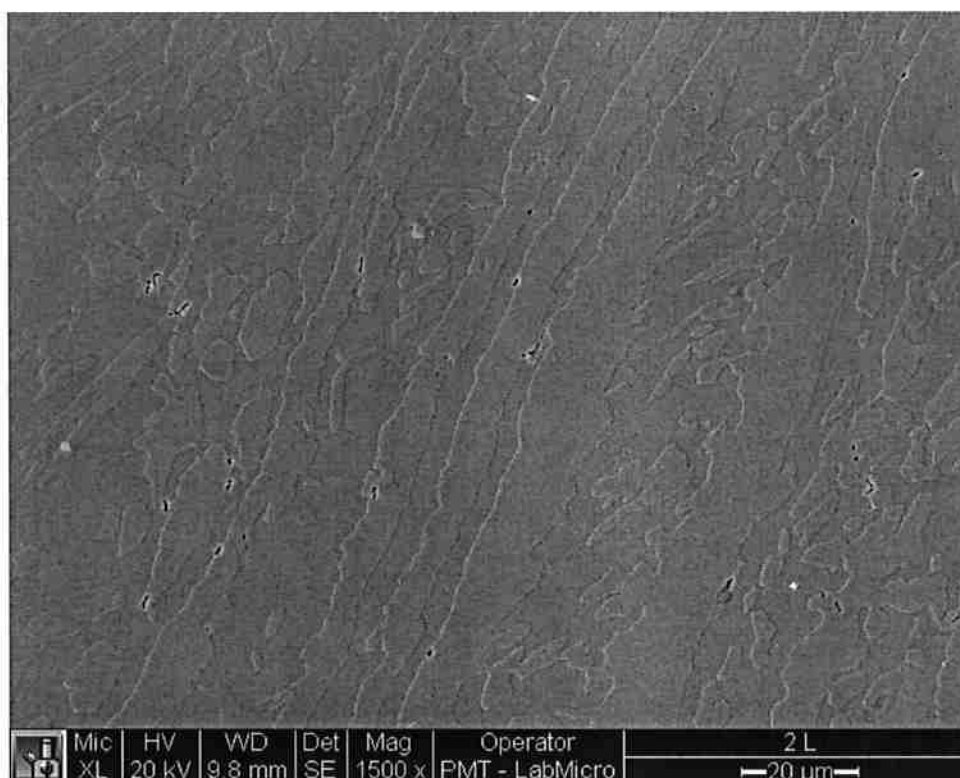


Figura 14. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 1500x, MEV

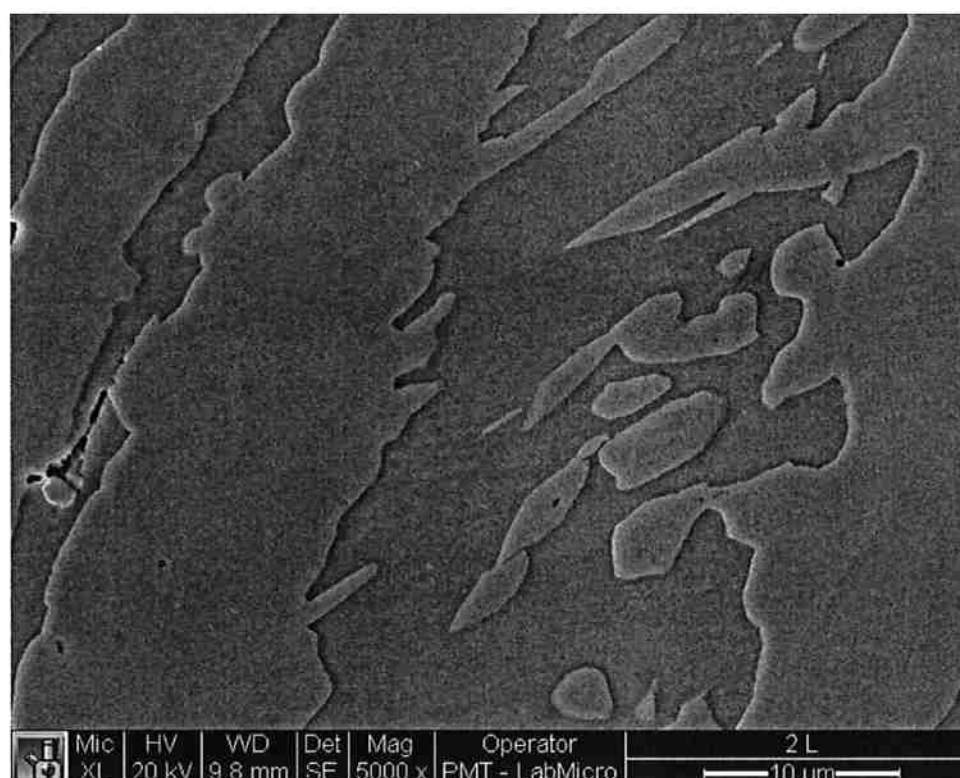


Figura 15. Amostra 1, seção longitudinal, aumento de 5000x, MEV

Análise da amostra 1, seção normal.

As Figuras 16 e 17 mostram as microestruturas reveladas para a seção normal da Amostra 1.



Figura 16. Amostra 1, seção normal, aumento de 1000x

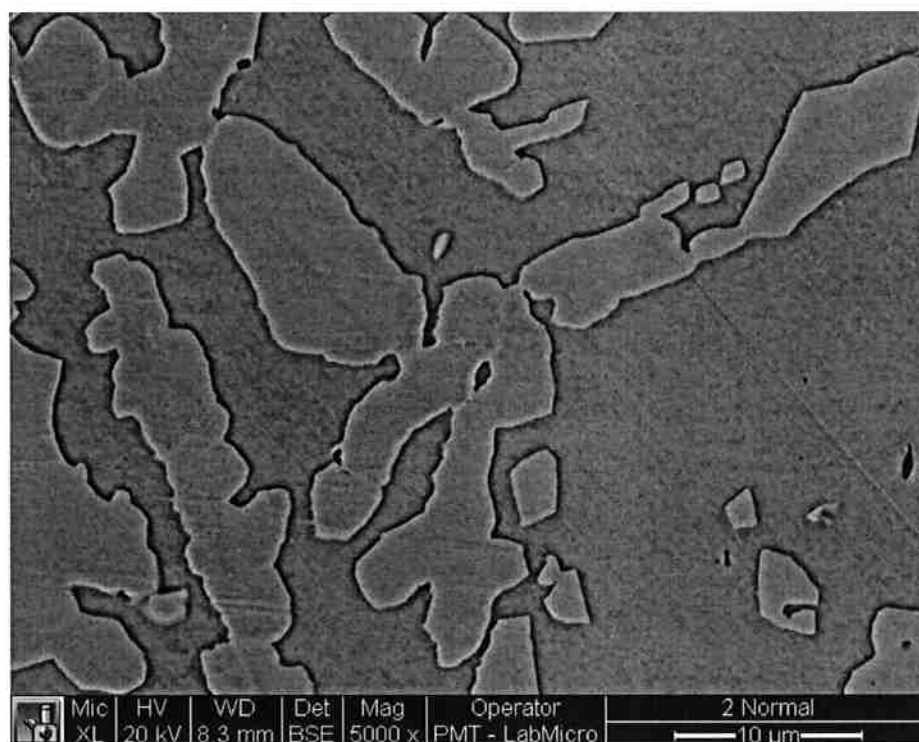


Figura 17. Amostra 1, seção normal, aumento de 5000x, MEV

As análises de EDS da amostra 1 foram feitas nesta seção (normal). Nas Figuras 18 a 20 veremos uma análise de cada fase.

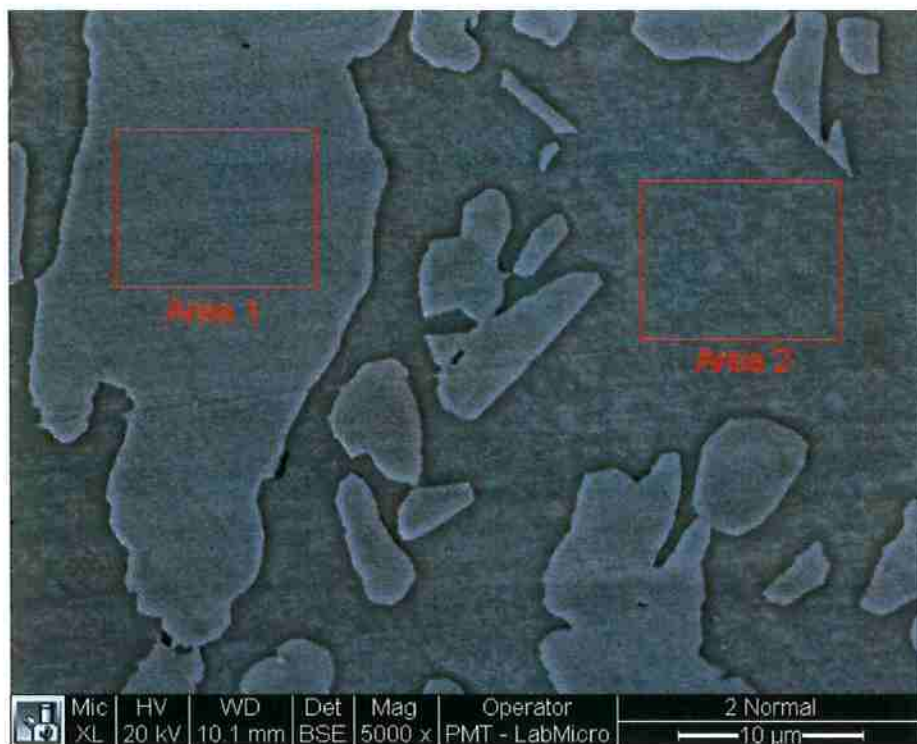


Figura 18. Áreas analisadas por EDS, amostra 1, seção normal, 5000x aumento

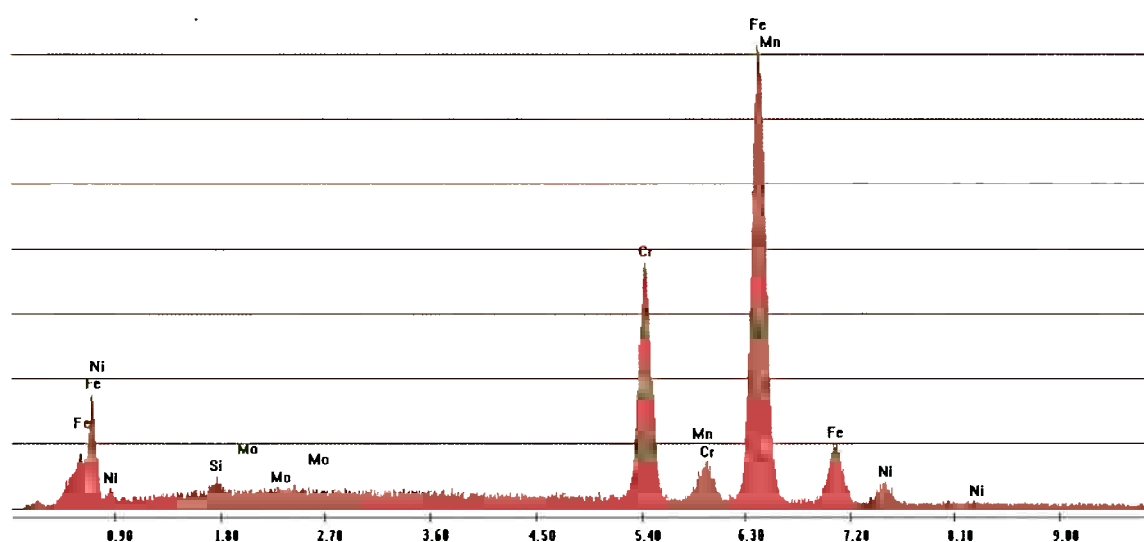


Figura 19. EDS Área 1 em destaque na Figura 18, amostra 1.

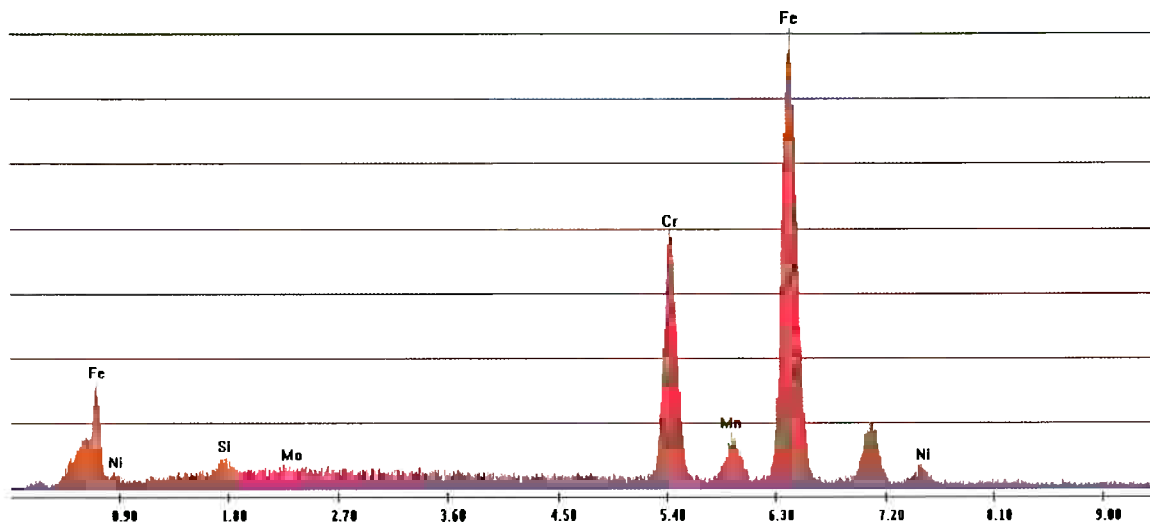


Figura 20. EDS área 2 em destaque na Figura 18, amostra 1

Podemos notar uma leve diferença de cromo dissolvidos nas áreas 1 e 2 (há mais cromo na 2), o que pode indicar que esta fase corresponde à ferrita.

5.1.2 Análise microestrutural do material extraído da placa 2.

Novamente, observaremos três seções do material: superficial, longitudinal e normal.

Análise da amostra 2, seção longitudinal.

As Figuras 21 a 23 mostram as microestruturas reveladas para a seção longitudinal da Amostra 2.



Figura 21. Amostra 2, seção longitudinal, aumento de 500x

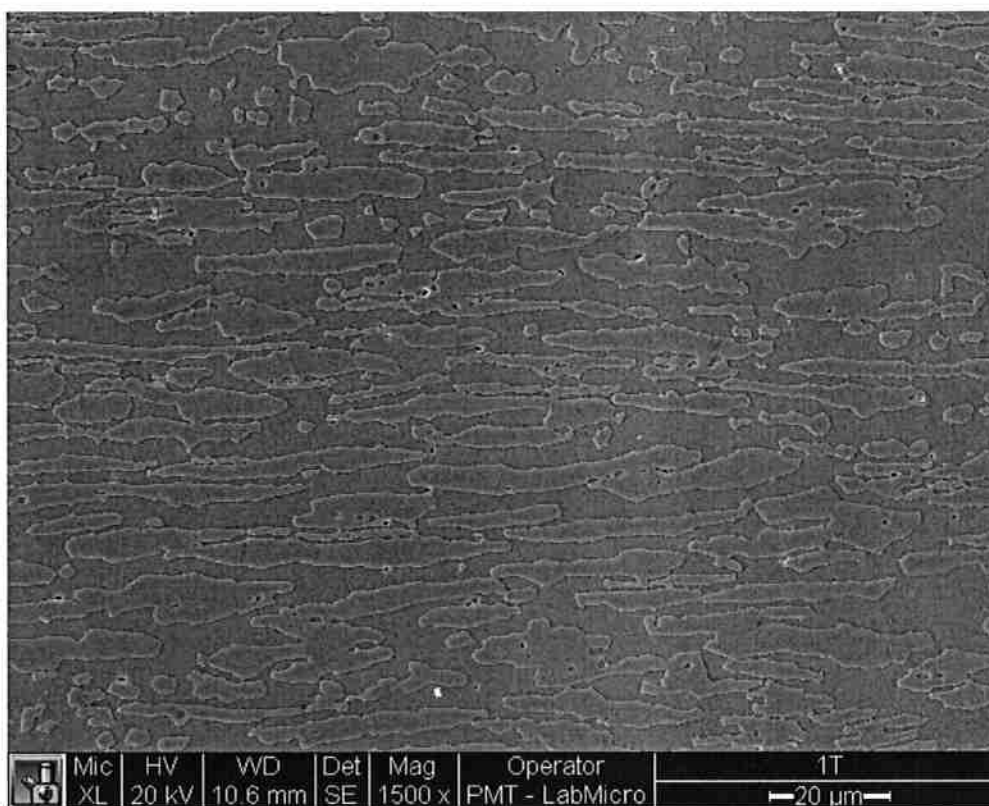


Figura 22. Amostra 2, Seção longitudinal, 1500x, MEV

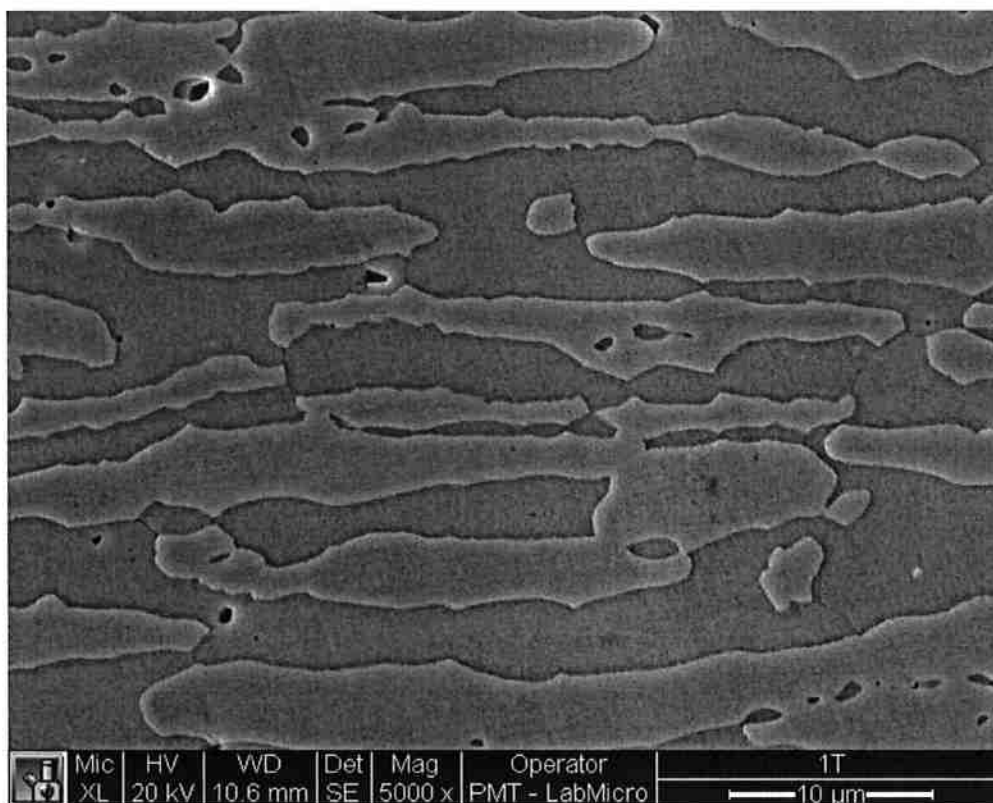


Figura 23. Amostra 2, Seção longitudinal, 5000x, MEV

Observa-se, novamente, uma forte orientação dos grãos presentes na amostra.

Análise da amostra 2, seção superficial

As Figuras 24 a 26 mostram as microestruturas reveladas para a seção superficial da Amostra 2.



Figura 24. Amostra 2, seção superficial, 200x

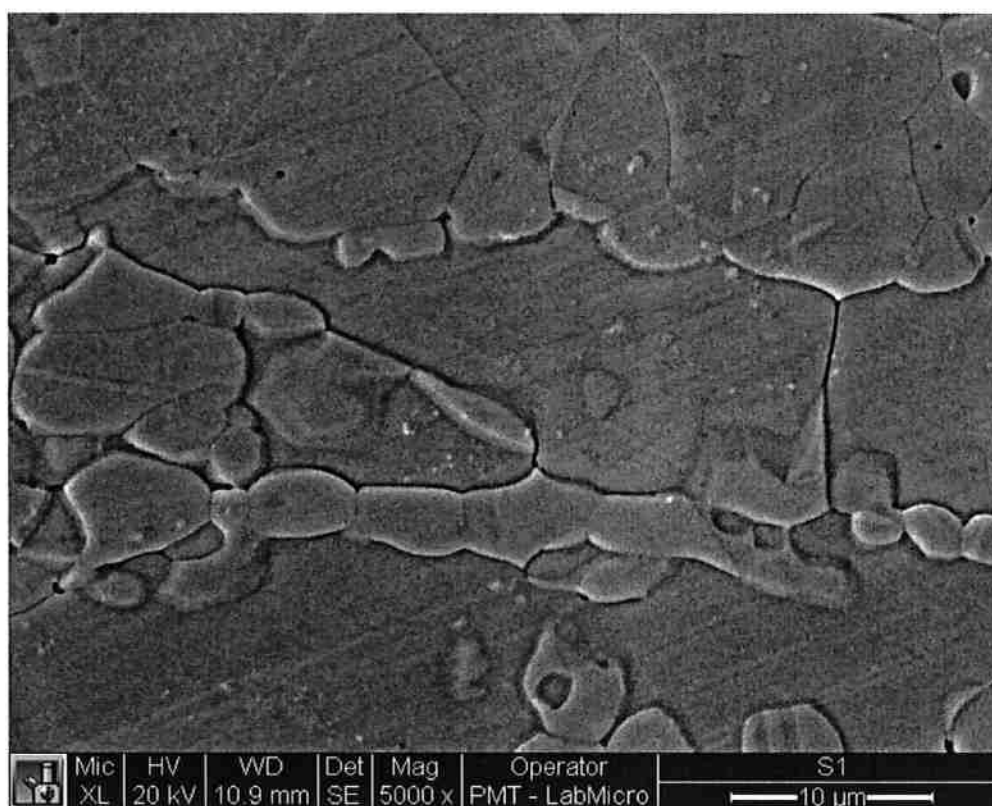


Figura 25. Amostra 2, seção superficial, 5000x MEV

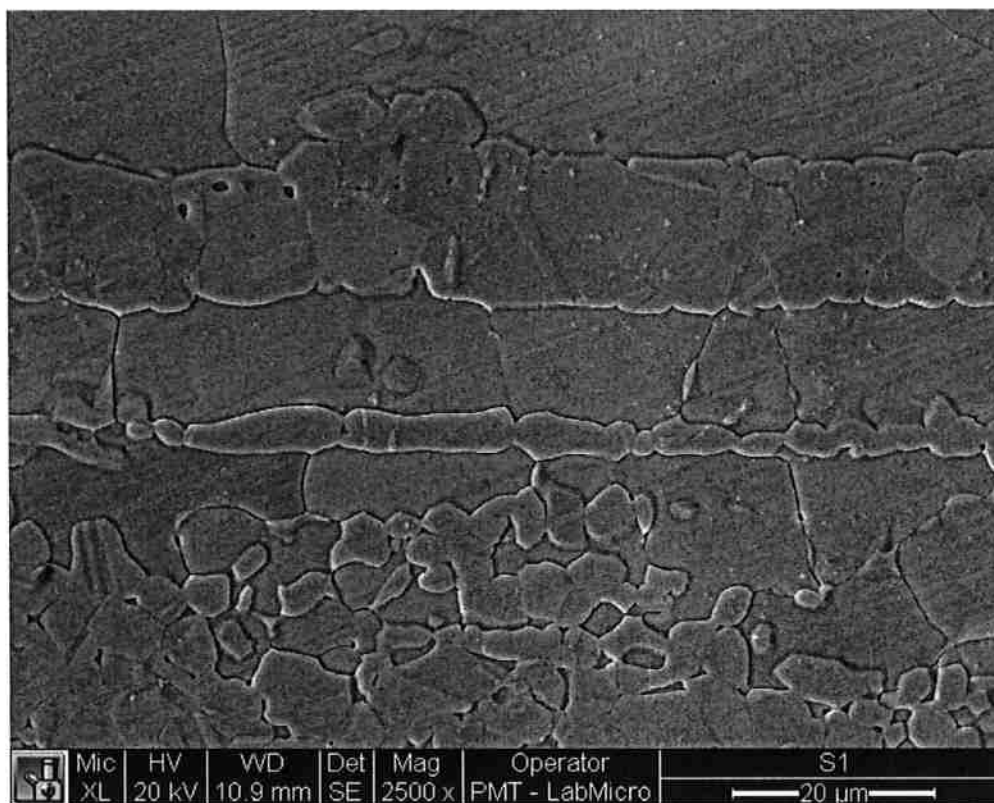


Figura 26. Amostra 2, seção superficial, 2500x MEV

Análise da amostra 2, seção normal.

As Figuras 27 e 28 mostram as microestruturas reveladas para a seção normal da Amostra 2.



Figura 27. Amostra 2, seção normal, 200x

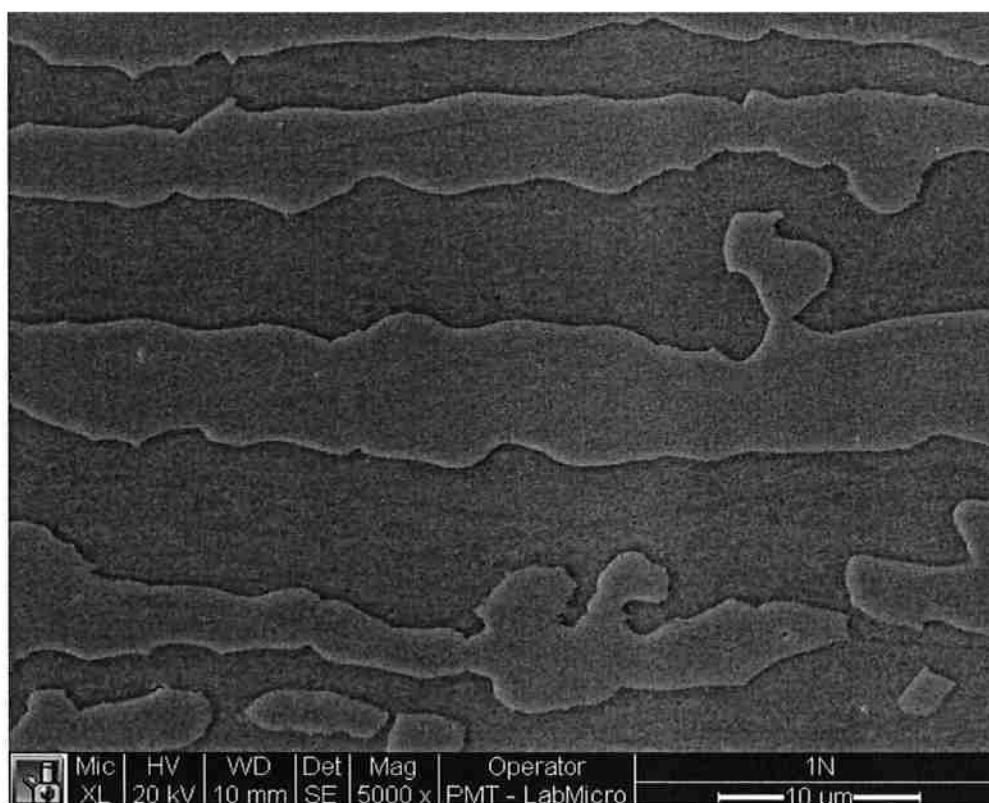


Figura 28. Amostra 2, seção normal, 5000x MEV

O ensaio EDS da amostra 2 foi realizado também na seção normal. As Figuras 29 a 31 apresentam os resultados associados às respectivas áreas de coleta:

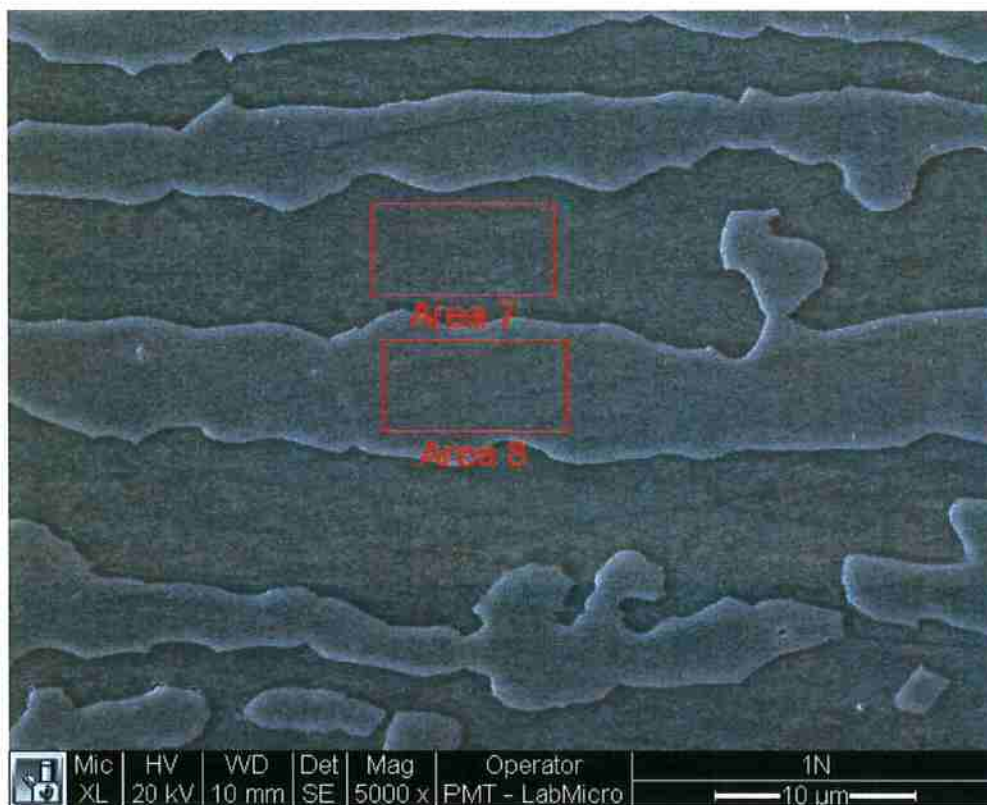


Figura 29. Amostra 2, seção normal, 5000x MEV. Em destaque as áreas de coleta de EDS

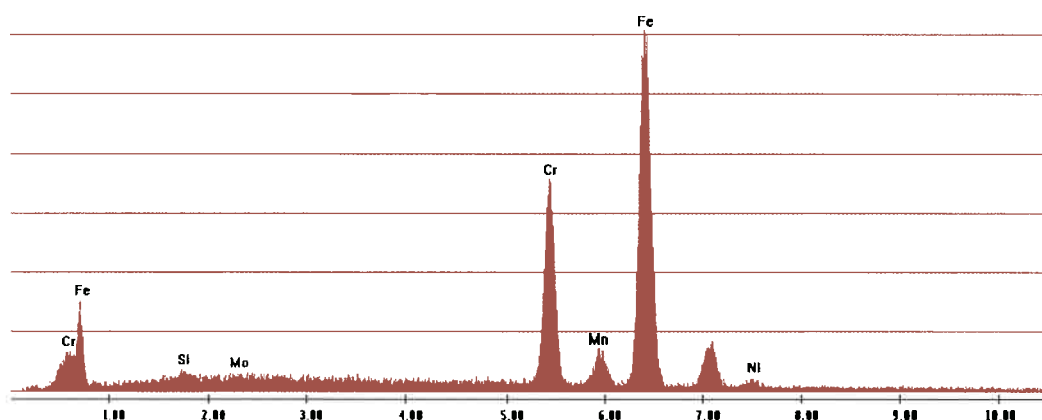


Figura 30. EDS coletado da área 7 da figura 29.

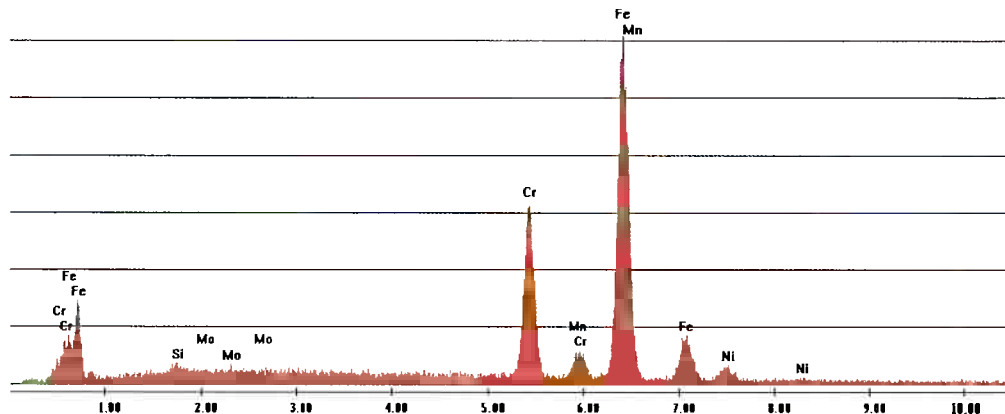


Figura 31. EDS coletado da área 8 da figura 29.

Novamente, a área em relevo apresenta um menor teor de cromo, o que pode indicar que esta fase corresponda à austenita (área 8), enquanto a área 7 corresponde à ferrita.

5.1.3 Análise microestrutural do material extraído do cilindro, amostra 3.

Seguem as análises das 3 seções do material: superficial, longitudinal e normal.

Análise da amostra 3, seção transversal

As Figuras 32 a 34 mostram as microestruturas reveladas para a seção transversal da Amostra 3.

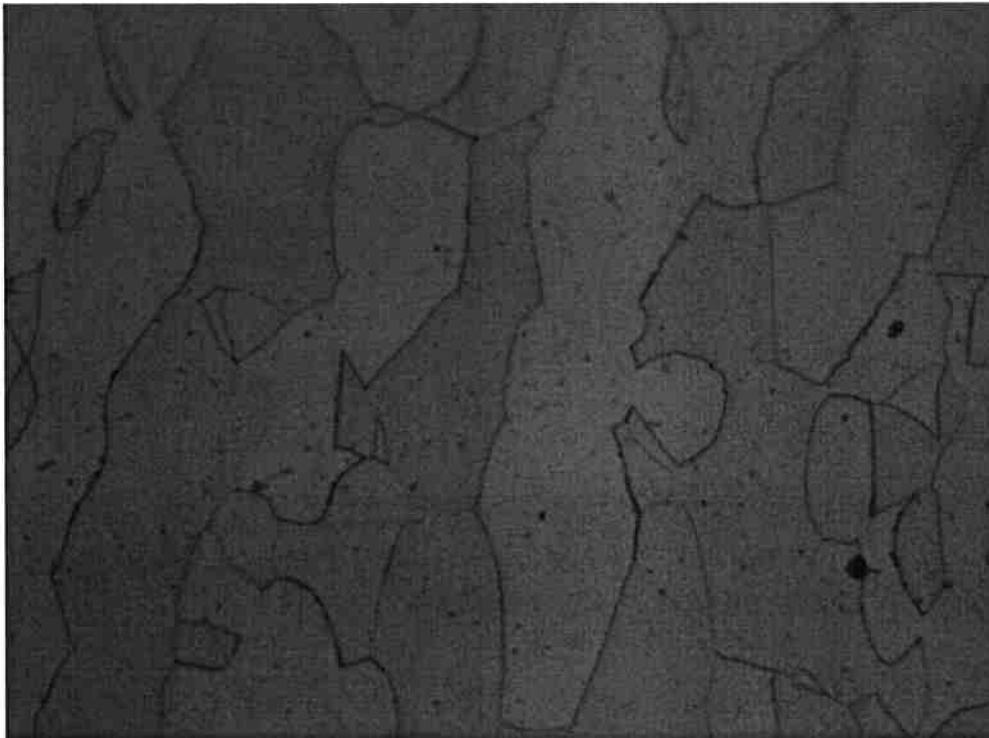


Figura 32. Amostra 3, seção transversal, 1000x

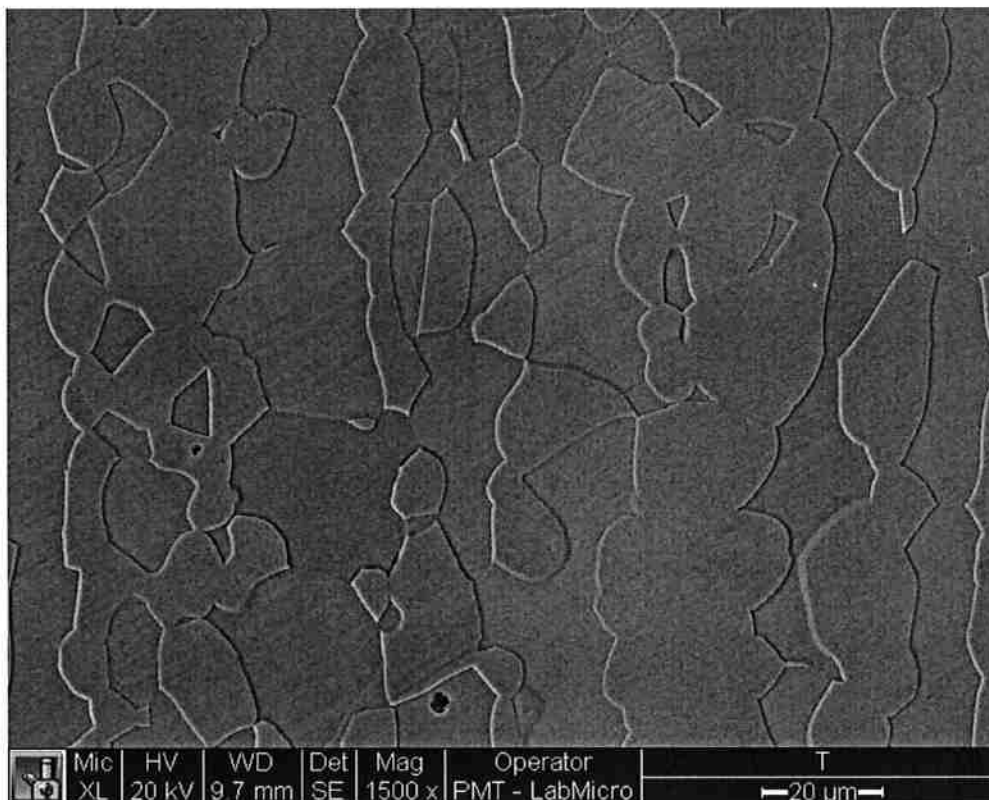


Figura 33. Amostra 3, seção transversal, 1500x, MEV

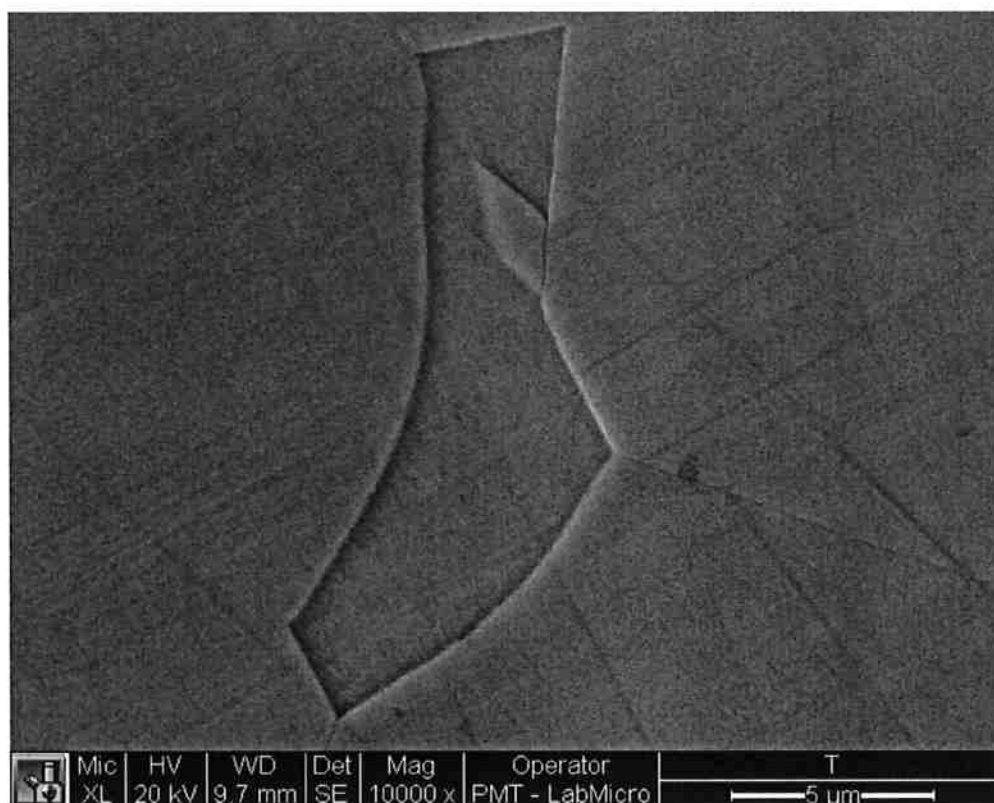


Figura 34. Amostra 3, seção transversal, 5000x, MEV

Análise da amostra 3, seção normal

As Figuras 35 a 37 mostram as microestruturas reveladas para a seção normal da Amostra 3.

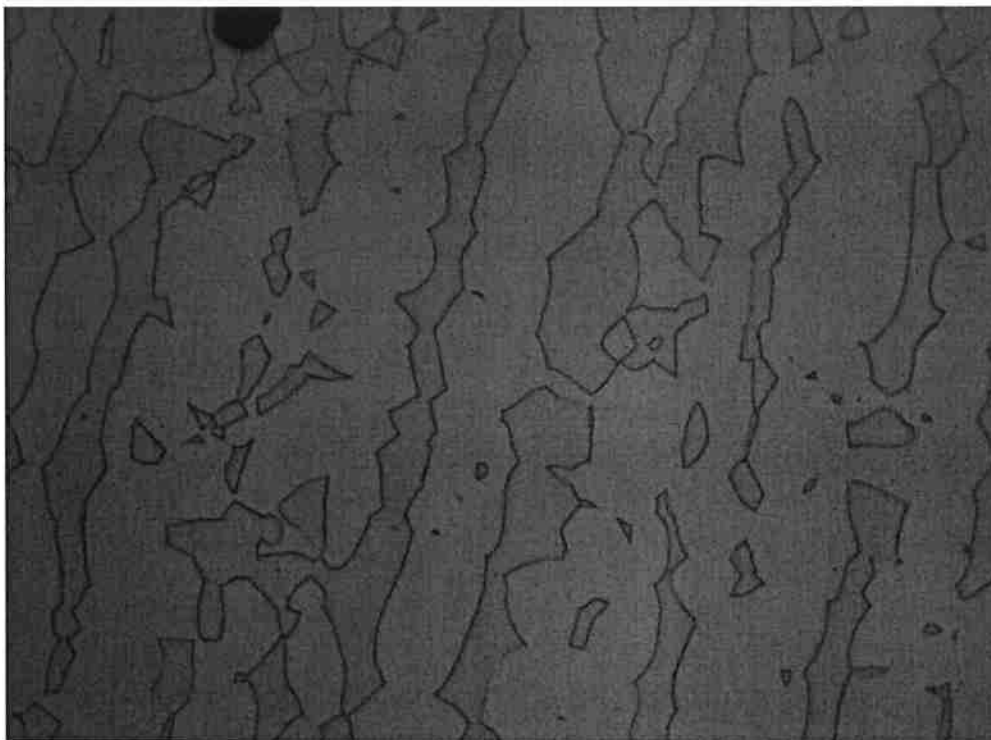


Figura 35. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 500x

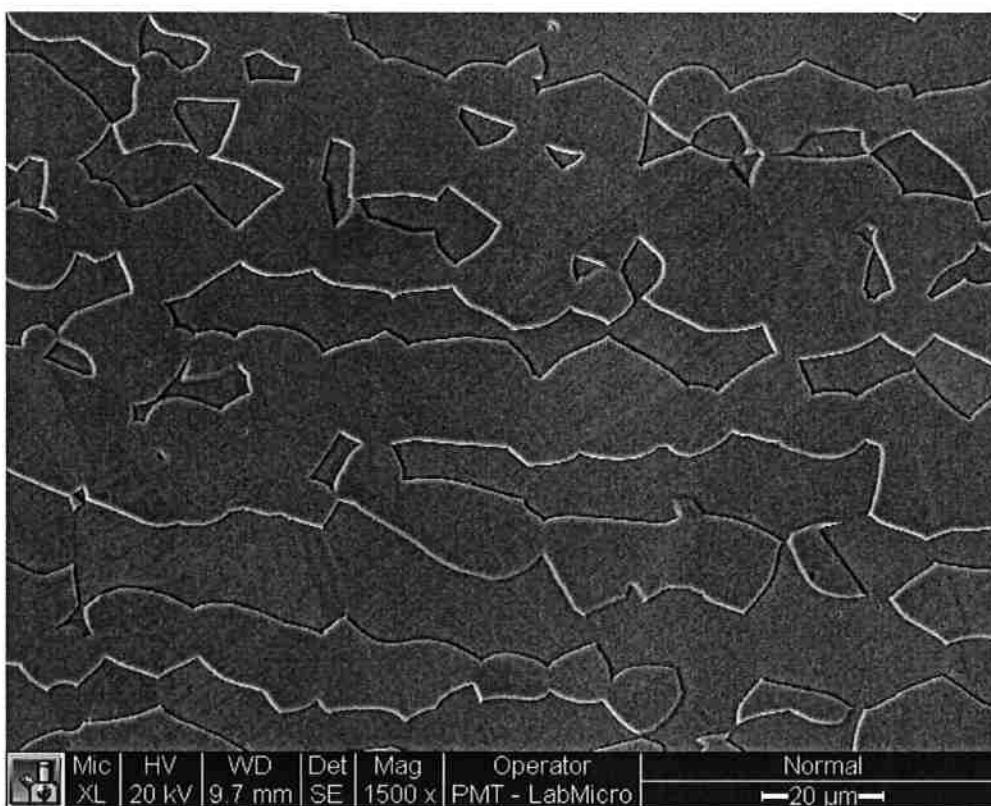


Figura 36. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 1500x, MEV

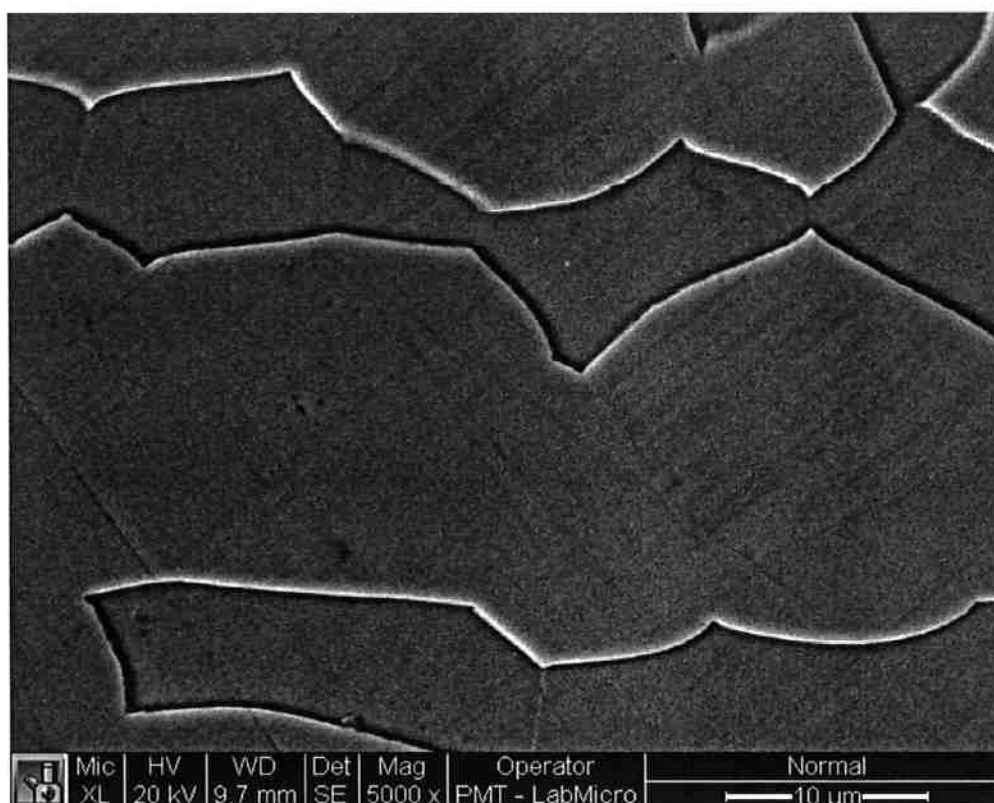


Figura 37. Amostra 3, seção normal, Amostra 3, seção normal, 5000x, MEV

Análise da amostra 3, seção superficial

As Figuras 38 e 39 mostram as microestruturas reveladas para a seção transversal da Amostra 3.

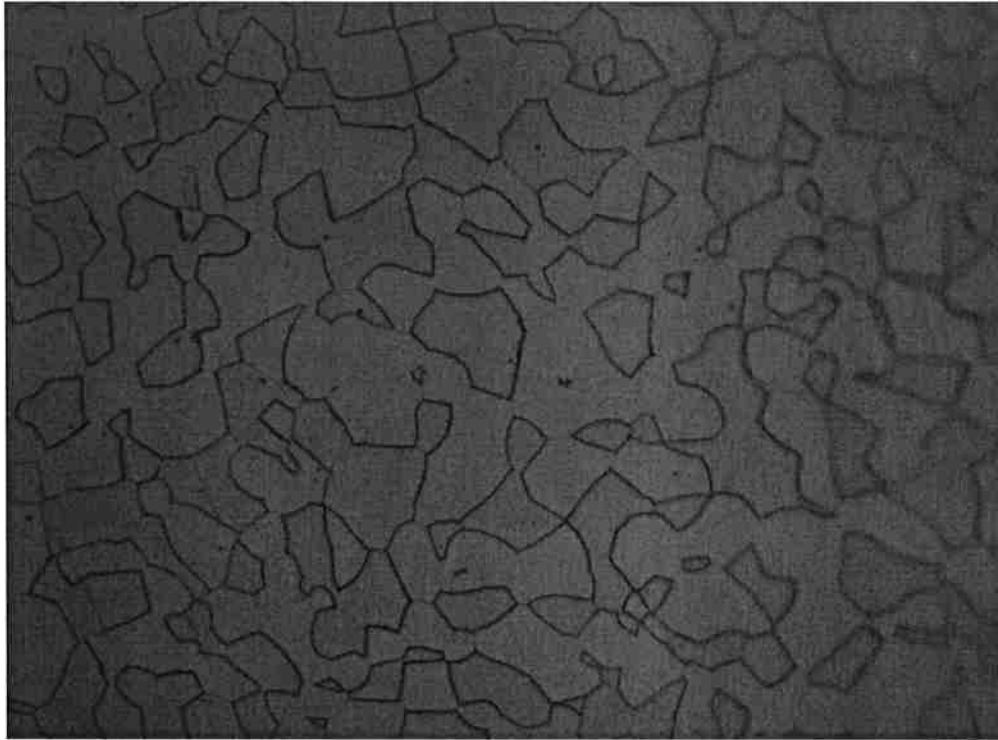


Figura 38. Amostra 3, seção superficial, 500x

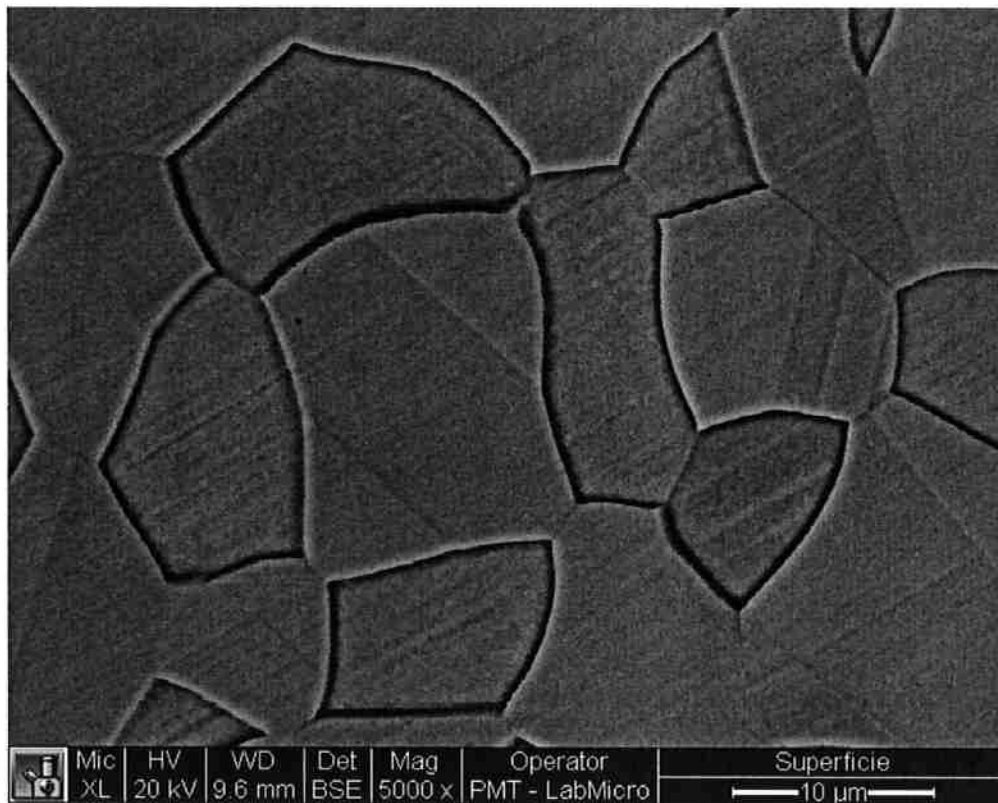


Figura 39. Amostra 3, seção superficial, 5000x, MEV

Sobre a Figura 39, é conveniente citar que maclas são visíveis nas áreas de alto relevo, o que pode vir a ser indicativo de se tratar de fase austenítica. Nas Figuras 40 a 42, são apresentadas as áreas submetidas ao EDS e os resultados obtidos da análise.

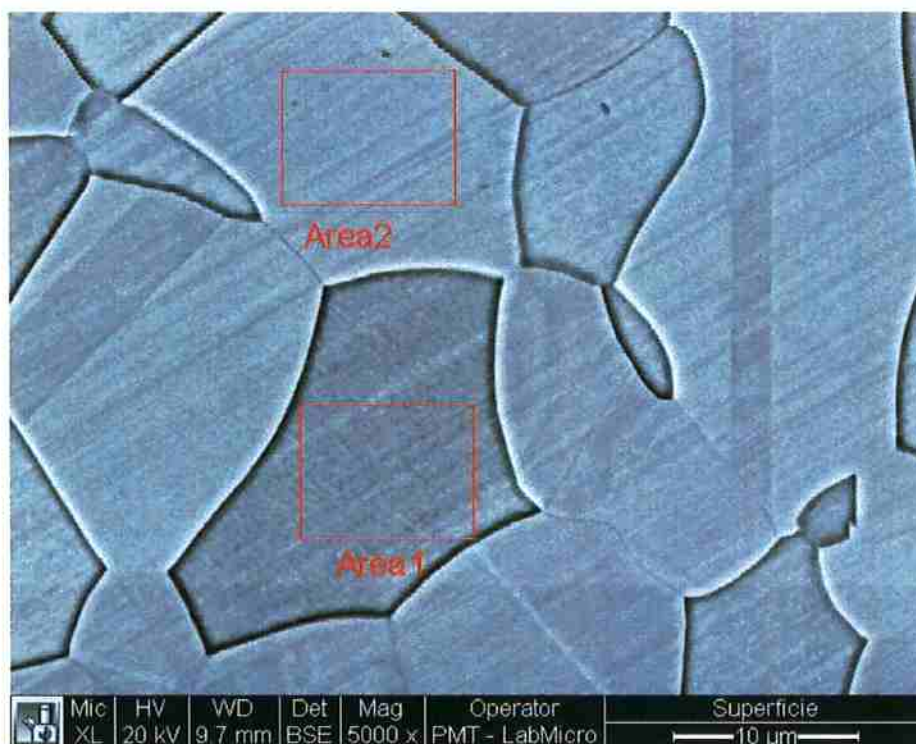


Figura 40. Amostra 3, seção superficial, 5000x, MEV. Áreas de coleta do EDS em destaque

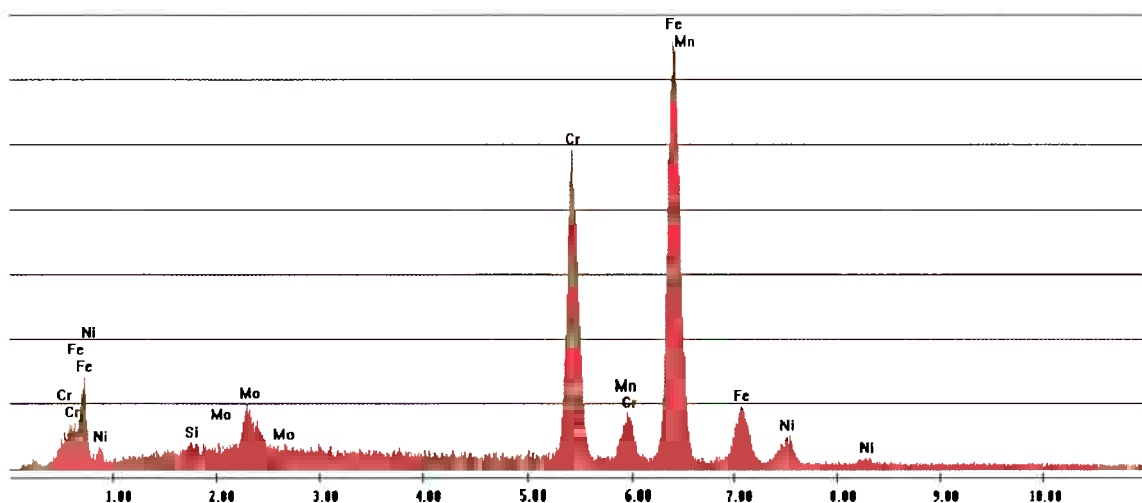


Figura 41. EDS correspondente à área 1 da figura 38

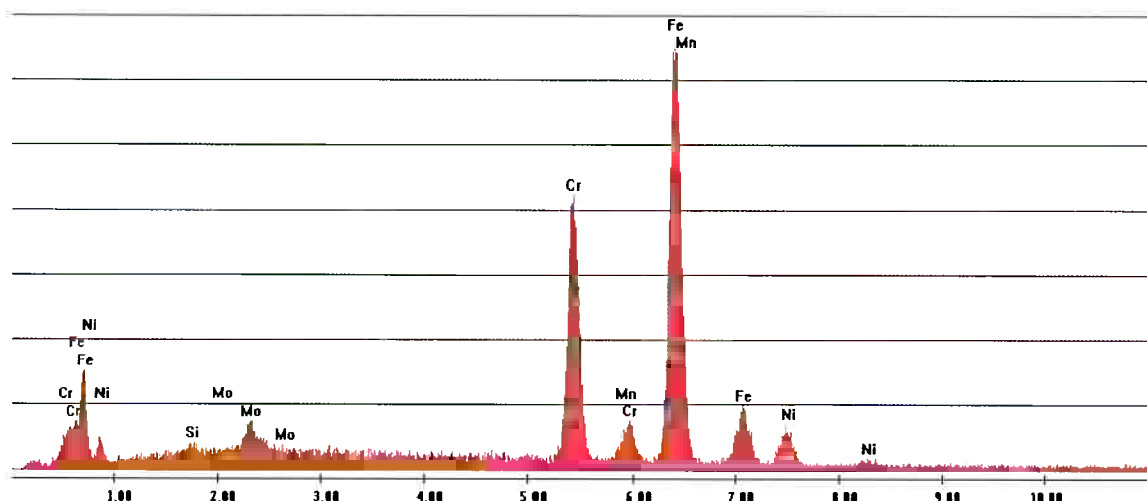


Figura 42. EDS correspondente à área 2 da figura 38

Observa-se, por fim, que a área em alto relevo (área 2) possui menos cromo dissolvido, o que, aliado às maclas corrobora a hipótese dessa fase ser austenítica, enquanto a outra é ferrítica.

5.2 METALOGRAFIA QUANTITATIVA

5.2.1 Metalografia Quantitativa da Amostra 1

Metalografia Quantitativa da Amostra 1 seção longitudinal

A rede para contagem de pontos e fração volumétrica das fases usada continha 88 cruzamentos no total. Os dados obtidos para fração volumétrica são mostrados na Tabela 6.

Tabela 6 - Fração Volumétrica Média de Cada Fase presente na amostra 1, seção longitudinal.

Placa 1 Longitudinal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volumétrica
Austenita	44	0,5	0,5
Ferrita	44	0,5	0,5

Os tamanhos médios de grão foram obtidos por meio das equações 4 e 5, obtendo-se os valores apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos da amostra 1, seção longitudinal.

Comprimento Linha Teste	Interceptos	NI	PI	Tamanho Médio de Grãos (μm)
71,793	8	55,7157383	0,111431	0,01794825
140,628	11	39,11027676	0,078221	0,025568727
116,21	9	38,72300146	0,077446	0,025824444
média		44,51633884	0,089033	0,022463662

Para a obtenção da anisotropia foram construídas 6 linhas-teste, 3 transversais aos contornos de grão, 3 longitudinais aos mesmos. Em seguida, utilizou-se a fórmula 6. Os resultados obtidos são mostrados na Tabela 8.

Tabela 8 - Anisotropia Média da Seção longitudinal da amostra 1.

Transversal		Pltransv	Longitudinal		Pllong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
20	166,088	0,12042	5	217,812	0,023	5,245701074
19	163,481	0,11622	10	157,826	0,063	1,834276766
16	155,652	0,10279	11	167,824	0,066	1,568291036
média		0,11314			0,051	2,235150425

Metalografia Quantitativa da Amostra 1 seção normal

De maneira análoga foram obtidos os resultados para as outras seções. A Tabela 9 mostra o numero de pontos e a fração volumétrica de cada fase. Na Tabela 10, é apresentada a análise do tamanho médio de grãos e na Tabela 11, os resultados para anisotropia.

Tabela 9 - Número de pontos e fração volumétrica de cada fase na amostra 1, seção normal.

Placa 1 normal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	47	0,534090909	0,534090909
Ferrita	41	0,465909091	0,465909091

Tabela 10 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos da amostra 1, seção normal.

linha teste	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
112,75	10	44,345898	0,088691796	0,02255
61,667	10	81,08064281	0,162161286	0,0123334
137,33	10	36,4086507	0,072817301	0,027466
Média		53,94506384	0,107890128	0,018537377

Tabela 11 - Anisotropia Média da Seção normal, amostra 1.

Transversal		Pltransv	Longitudinal		Pllong	Anisotropia
interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
16	134,559	0,118906948	9	186,618	0,048226859	2,4655752
15	166,765	0,089946931	9	207,353	0,043404243	2,072307339
19	172,5	0,110144928	8	218,824	0,036559061	3,012794203
Média		0,106332936			0,042730054	2,488481163

Metalografia Quantitativa da Amostra 1 seção superficial

Os dados da fração volumétrica para seção superficial da amostra 1 são mostrados na Tabela 12, o tamanho médio de grão na Tabela 13 e os resultados para anisotropia na Tabela 14.

Tabela 12 - Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 1, seção superficial

Placa 1 Superficial	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	53	0,602272727	0,602272727
Ferrita	35	0,397727273	0,397727273

Tabela 13 - Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 1, seção superficial.

linha teste (μm)	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
128,025	8	31,24389768	0,062487795	0,03200625
64,915	7	53,91666025	0,10783332	0,018547143
59,414	6	50,49314976	0,1009863	0,019804667
Média		45,21790256	0,090435805	0,022115135

Tabela 14 - Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 1

Transversal		PItransv	Longitudinal		PIlong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		Interceptos	Linha teste		
6	65,652	0,091390971	9	119,13	0,075547721	1,209711814
8	67,826	0,117948869	10	106,624	0,093787515	1,257618023
8	82,609	0,096841748	5	69,565	0,071875225	1,347359247
Média		0,102060529			0,080403487	1,269354519

5.2.2 Metalografia Quantitativa da Amostra 2

A rede de contagem de 88 pontos foi mantida. Seguem os dados de cada seção da citada amostras.

Metalografia Quantitativa da Amostra 2, seção normal

Dados para fração volumétrica das fases são mostrados na Tabela 15, tamanho médio de grão na Tabela 16 e dados de anisotropia da seção na Tabela 17.

Tabela 15. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção normal.

Placa 2 normal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	40	0,454545455	0,454545455
Ferrita	48	0,545454545	0,545454545

Tabela 16. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção normal.

linha teste (μm)	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
95,956	16	83,37154529	0,166743091	0,0119945
127,923	14	54,72041775	0,109440836	0,018274714
77,472	8	51,63155721	0,103263114	0,019368
Média		63,24117342	0,126482347	0,015812483

Tabela 17. Anisotropia Média da Seção normal, amostra 2.

Transversal		Plt	Longitudinal		PII	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
27	147,857	0,182608872	3	150,857	0,019886382	9,182608872
8	65,143	0,122806748	3	143,143	0,020958063	5,859642121
28	153,857	0,18198717	5	135,429	0,036919714	4,929268087
Média		0,162467597			0,025921387	6,267704707

Metalografia Quantitativa da Amostra 2 seção longitudinal

Dados da fração volumétrica para seção longitudinal são mostrados na Tabela 18, tamanho médio de grão na Tabela 19 e dados de anisotropia da seção na Tabela 20.

Tabela 18. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção longitudinal.

Placa 2 longitudinal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	51	0,579545455	0,579545455
Ferrita	37	0,420454545	0,420454545

Tabela 19. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção longitudinal.

linha teste (μm)	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
75,765	10	65,99353263	0,131987065	0,015153
81,335	18	110,6534702	0,22130694	0,009037222
76,485	12	78,44675427	0,156893509	0,0127475
Média		85,03125237	0,170062505	0,011760382

Tabela 20. Anisotropia Média da Seção longitudinal, amostra 2.

Transversal		PItransv	Longitudinal		PIlong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
27	166,286	0,162370855	6	104,571	0,057377284	2,829880447
19	147,857	0,12850254	3	103,715	0,028925421	4,442546965
11	62,571	0,175800291	5	117,155	0,042678503	4,119176615
Média		0,155557895			0,042993736	3,618152547

Metalografia Quantitativa da Amostra 2, seção superficial.

Resultados da fração volumétrica para seção superficial são mostrados na Tabela 21, tamanho médio de grão na Tabela 22 e dados de anisotropia da seção na Tabela 23.

Tabela 21. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 2, seção superficial.

Placa 2 superficial	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	51	0,579545455	0,579545455
Ferrita	37	0,420454545	0,420454545

Tabela 22. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 2, seção superficial.

linha teste (μm)	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
124,506	14	56,2221901	0,11244438	0,017786571
166,352	16	48,09079542	0,096181591	0,020794
217,3	20	46,01932812	0,092038656	0,02173
Média		50,11077121	0,100221542	0,019955789

Tabela 23. Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 2.

Transversal		PItransv	Longitudinal		PIlong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
14	179,559	0,077968801	9	141,416	0,063642021	1,225115112
15	149,118	0,100591478	12	147,618	0,081290899	1,237426065
7	95,254	0,073487728	9	156,618	0,057464659	1,278833435
Média		0,084016002			0,06746586	1,245311369

5.2.3 Metalografia Quantitativa da Amostra 3

A seguir, podem ser encontrados os resultados da metalografia quantitativa da amostra cilíndrica (amostra 3), seção por seção.

Metalografia Quantitativa da Amostra 3, seção superficial

São apresentados a seguir os dados da fração volumétrica de cada fase (Tabela 24), o tamanho médio de grão (Tabela 25) e os dados de anisotropia (Tabela 26) para a seção superficial da Amostra 3.

Tabela 24. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção superficial.

Tarugo Seção superficial	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	54	0,613636364	0,613636364
Ferrita	34	0,386363636	0,386363636

Tabela 25. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção superficial

linha teste (μm)	Interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
127,978	10	39,06921502	0,07813843	0,0255956
128,097	6	23,41975222	0,046839504	0,042699
126,455	6	23,72385434	0,047447709	0,042151667
Média		28,73760719	0,057475214	0,034797608

Tabela 26. Anisotropia Média da Seção superficial, amostra 3.

Transversal		PItransv	Longitudinal		PIlong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		Interceptos	Linha teste		
6	118,676	0,050557821	5	124,413	0,040188726	1,258010044
8	157,941	0,050651826	6	106,324	0,056431286	0,897584119
8	125,924	0,063530383	6	114,265	0,052509517	1,20988321
Média		0,054913343			0,049709843	1,104677466

Metalografia Quantitativa da Amostra 3, seção normal

São apresentados a seguir os dados da fração volumétrica de cada fase (Tabela 27), o tamanho médio de grão (Tabela 28) e os dados de anisotropia (Tabela 29) para a seção normal da Amostra 3.

Tabela 27. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção normal.

Tarugo Seção normal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	54,5	0,619318182	0,619318182
Ferrita	33,5	0,380681818	0,380681818

Tabela 28. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção normal.

linha teste (μm)	Interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
133,612	7	26,19525192	0,052390504	0,038174857
199,853	12	30,02206622	0,060044132	0,033308833
230,758	12	26,00126539	0,052002531	0,038459667
Média		27,40619451	0,054812389	0,036488101

Tabela 29. Anisotropia Média da Seção normal, amostra 3

Transversal		Pltransv	Longitudinal		Pllong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
10	169,42	0,059024909	3	168,088	0,017847794	3,307126274
15	208,677	0,071881424	5	168,529	0,029668484	2,422820915
6	88,235	0,068000227	4	179,118	0,022331647	3,04501615
Média		0,066302187			0,023282642	2,8477089

Metalografia Quantitativa da Amostra 3, seção transversal

São apresentados a seguir os dados da fração volumétrica de cada fase (Tabela 30), o tamanho médio de grão (Tabela 31) e os dados de anisotropia (Tabela 32) para a seção transversal da Amostra 3.

Tabela 30. Número de pontos e fração volumétrica de cada fase. Amostra 3, seção transversal.

Tarugo Seção trnsversal	Pontos Contados na Rede	Pp	Fração Volmétrica
Austenita	45	0,511363636	0,511363636
Ferrita	43	0,488636364	0,488636364

Tabela 31. Valores de NI, PI e tamanho médio de grãos. Amostra 3, seção transversal.

linha teste (μm)	interceptos	NI	PI	Tamanho Médio dos Contornos de Grão (μm)
165,582	9	27,17686705	0,054353734	0,036796
127,47	6	23,5349494	0,047069899	0,04249
177,647	13	36,58941609	0,073178832	0,027330308
Média		29,10041085	0,058200822	0,034363776

Tabela 32. Anisotropia Média da Seção transversal, amostra 3

Transversal		Pltransv	Longitudinal		Pllong	Anisotropia
Interceptos	Linha teste		interceptos	Linha teste		
9	122,571	0,07342683	4	141	0,028368794	2,588295763
6	108,429	0,05533575	3	124,714	0,024055038	2,300380894
12	131,571	0,091205509	5	174,729	0,028615742	3,18724947
Média		0,073322696			0,027013191	2,71432927

6 CONCLUSÃO

Ao longo do presente estudo buscou-se foco na microestrutura dos aços tipo dúplex e superdúplex, atacando-se também sua metalografia quantitativa. Com base nestes resultados, é possível realizar algumas arguições, senão vejamos:

1. As fases em alto relevo das micrografias, oriundas do ataque de ácido oxálico a 10%, representam a fase austenítica do metal, uma vez que, além de apresentar maclas, ainda possuíam um nível de cromo invariavelmente menor que a fase em baixo relevo, sendo provável, portanto, que esta última seja a ferrita.
2. Uma outra característica digna de nota, esta provinda da metalografia quantitativa realizada no material, é a queda acentuada do grau de anisotropia nas seções superficiais das três amostras observadas em relação às outras seções. Observou-se, portanto, uma fase superficial muito menos orientada e mais bem “distribuída”.

7 BIBLIOGRAFIA

- [1] SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
- [2] BRANDI, S.D.; **Estudo da soldabilidade de aço inoxidável dúplex DIN W.Nr 14462 (UNS 31803)**. Tese de doutoramento EPUSP, 1992
- [3] PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L. Chapter 3: **Phase transformation and microstructure**. In: IRIS ALVAREZ-ARMAS; SUZANNE DEGALLAIX-MOREUIL. (Org.). Duplex Stainless Steels. London: ISTE Ltd and John Wiley & Sons.
- [4] COLPAERTE, H.; **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, Capítulo 16: aços inoxidáveis, 4 ed. Edgar Blücher.
- [5] ESCRIBA, D. M.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. **Efeito do molibdênio na composição química da fase sigma em três tipos de aços inoxidáveis**. In: 17º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu, PR. Anais do 17º CBECIMAT, 2006.
- [6] DA SILVA, ALINE, **Efeito da Temperatura de Solubilização na Precipitação de Fase Sigma de um Aço Inoxidável Superdúplex**. Dissertação de mestrado, UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ.
- [7] PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. Chapter 15: **Stainless steels heat treatment**. In: George E. Totten (Editor). (Org.). Steel Heat Treatment Handbook. 2. ed. USA.
- [8] HIRANO, A.W.; **Investigação da estrutura de deformação durante estrição do aço inoxidável dúplex W.Nr 14462**, Trabalho de Conclusão de Curso, EPUSP, 2006.
- [9] SENTORE, M, FINZETTO, L; **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L**, Rev. Esc. Minas, v. 60, n.1. Ouro Preto. Jan./Ma, 2007.
- [10] PADILHA, A., AMBROZIO, F., **Técnicas de Análise Microestrutural**. São Paulo: Editora Hemus, 1985.